

Go to Doc#



Print

Aug 24, 1985

TITLE: METHOD FOR SURFACE-HARDENING TOOTHED PART OF RING GEAR OF FLYWHEEL

PUBN-DATE: August 24, 1985

## INVENTOR-INFORMATION:

COUNTRY

KATO, SHINJI

INT-CL (IPC): C21D 8/00; C21D 7/02

## ABSTRACT:

PURPOSE: To improve the wear resistance and fatigue strength of the toothed part of a ring gear around the body of a flywheel by hardening and tempering the toothed part and hardening it by a physical surface hardening method.

CONSTITUTION: A steel or cast iron ring gear is placed around the cast iron body of a flywheel, and they are divided or united as one body to manufacture a flywheel. The toothed part of the ring gear is hardened by induction hardening or other method, or it is further tempered to strengthen the surface. Physical surface hardening such as shot peening or rolling is then carried out. The wear resistance and fatigue strength of the toothed part of the ring gear are improved.

COPYRIGHT: (C) 1985, JPO&Japio

Go to Doc#

し、その後仕上加工を行う必要があることから、多工程で製造することとなり、製造コストが非常に高くなる。

③、リングギヤ部2の歯底部の焼入深さを深くすると、焼入時に残留応力によるリングギヤ部2の破損を発生しやすく、このため、歯底焼入深さを浅くする必要があり、この結果として、リングギヤ歯部の強度を最良とすることができない。

④、従って、このような分割構造型フライホイールでは、高速回転時にリングギヤ部2が破損する可能性があるため、エンジン回転数が制約される。

等の問題点があった。

そこで、フライホイール本体部1とリングギヤ部2とを一体鍛造とした、第2図に示すような一体鍛造製フライホイール3が実用化されているが、この場合には、リングギヤ歯部に対して耐摩耗性、高疲労強度を付与する必要性から、高周波焼入が一般に実施されている。

そして、このような従来の一体鍛造製フライホイール3のリングギヤ歯部高周波焼入品は、高周波焼入により焼入硬化した歯元部の硬さがHv600±20程度となり、耐摩耗性は向上するが焼入硬化した歯元部の切欠感受性が高くなって、疲労強度、静的曲げ強度が低下する。

等の欠点がある。

そこで、発明者らは、フライホイールのリングギヤ歯部強化のために下記のような熱処理を別の発明として提案した。

即ち、一体鍛造製フライホイール3の高周波焼入においては、リングギヤ歯部を高周波焼入後高温焼もどし処理により、リングギヤ歯部の硬さをHv300~500の範囲に調整することによって、リングギヤ歯部の耐摩耗性、疲労強度、静的曲げ強度、靱性等を向上するものである。

そして、発明者らの調査結果によれば、一体鍛造製フライホイールにおいては、リングギヤ部が鍛造であることから、リングギヤ歯部の強化熱処理をすると、第3図に示すように、鋼と比較

して表面の圧縮残留応力が低く、その結果として、疲労強度の向上が必ずしも充分なものとならないという欠点がある。

また、このように靱性を確保するために、焼もどし処理あるいは冷却速度を制御するなどして硬さを低くしたものの(Hv550以下)では、焼入品(Hv600~700)と比較して耐摩耗性の低下はまぬがれないという欠点がある。

〔発明の目的〕

本発明は、エンジン用フライホイールのリングギヤ歯部に焼入もしくは焼入焼もどし等の歯部強化熱処理を施した後、ショットピーニング処理もしくはロール加工処理等の物理的表面硬化処理を実施することにより、歯部強化熱処理のみにより得られる以上の表面圧縮残留応力を付与し、リングギヤ歯部の耐摩耗性および疲労強度の向上を図ることのできる、フライホイールのリングギヤ歯部表面硬化方法を提供することを目的としている。

〔発明の構成〕

このような目的は、本発明によれば、フライホ

ィール本体部とその外周にリングギヤ部とを配置して、分割もしくは一体形成され、外周のリングギヤ部が鋼もしくは鍛造で形成されたフライホイールのリングギヤ歯部表面硬化方法であって、

前記リングギヤ部の歯部を焼入もしくは焼入焼もどし等の歯部強化熱処理を実施した後、リングギヤ歯部に対しショットピーニング処理、ロール加工等の物理的表面硬化手段により、表面硬化することを特徴とするフライホイールのリングギヤ歯部表面硬化方法によって達成される。

〔実施例〕

以下、添付図面に基づいて、本発明の実施例を説明する。

第4図は、本発明の第1の実施例に用いたフライホイールのリングギヤ歯部を高周波焼入後高温焼もどしした熱処理模様を示す。

第4図におけるフライホイールのリングギヤ歯部においては、マルテンサイト(ソルバイト)組織を呈し、その硬さはHv400±10である。

第5図は、上記第4図に示すリングギヤ歯部を

焼入焼もどし処理した後、ショットピーニング処理を施した本発明のフライホイールのリングギヤ歯部疲労強度を示したものである。

なお、比較として、従来の焼入焼もどし品および生材加工品のリングギヤ歯部疲労強度を併せて示している。

用いたフライホイールのリングギヤ部は、材質 JIS 規格 FCD70 とし、歯部の歯車諸元が、外径：30.5、7mm、歯数：120枚、モジュール：2.5、歯タケ：5.7mm、歯幅：11mm、のものである。

そして、リングギヤ歯部強化のために行った焼入焼もどし処理は高周波加熱条件を、プレート電圧：6KV、プレート電流：11.5A、加熱時間：16.5sec.とし、焼入のための冷却を放冷とする高周波焼入後、焼もどし条件を、真空中で温度：550℃、保持時間：1時間、油冷とする高周波焼入高温焼もどし処理とした。

また、ショットピーニング処理条件は、ショット粒径：1.5mm、ショット速度：60m/sec

である。

ショットピーニング処理品は、歯部強化熱処理のみのものに比較して30%程度疲労強度が向上している。

なお、ショットピーニング処理品の耐摩耗性を評価した結果、歯部強化熱処理のみのものに比較して優れていることも確認している。

第6図は、ロール加工により表面圧縮残留応力を付与する方法を示している。

4は強化熱処理されたフライホイールのリングギヤ歯部であり、仕上寸法（破線で示す）よりもやや歯厚および歯底円直径が大きくなっている。

このフライホイールのリングギヤ歯部に対し歯車ローラ5によってロール加工を行い、フライホイールのリングギヤ歯部表面に圧縮残留応力を付与するとともに、寸法仕上を行うものである。

また、第7図は、本発明の第2の実施例として、まず高周波焼入によりフライホイールのリングギヤ部の歯先部6を焼入硬化してマルテンサイト組

織とした後、ショットピーニング処理もしくは歯底部7にロール加工を施したものである。

なお、本発明は上記実施例に限定されるものではなく、歯部強化熱処理として不完全焼入、オーステンパ処理等の熱処理方法においても有効であることは言うまでもない。

#### 〔発明の効果〕

以上により明らかなように、本発明にかかるフライホイールのリングギヤ歯部表面硬化方法によれば、エンジン用フライホイールのリングギヤ歯部に焼入もしくは焼入焼もどし等の歯部強化熱処理を施した後、ショットピーニング処理もしくはロール加工処理等の物理的硬化処理を実施することにより、歯部強化熱処理のみにより得られる以上の表面圧縮残留応力を付与し、リングギヤ歯部の耐摩耗性および疲労強度の向上を図ることができる利点がある。

#### 4. 図面の簡単な説明

第1図は、分割構造型フライホイールの縦断面図、

第2図は、一体鍛造型フライホイールの縦断面図、

第3図は、表面圧縮残留応力分布を示すグラフ

第4図は、本発明の第1の実施例により製造したフライホイールのリングギヤ歯部の熱処理硬化模様を示す図、

第5図は、本発明にかかるフライホイールのリングギヤ歯部の疲労強度を示す図、

第6図は、フライホイールのリングギヤ歯部をロール加工する方法を示す図、

第7図は、本発明の第2の実施例により製造したフライホイールのリングギヤ歯部の熱処理硬化模様を示す図である。

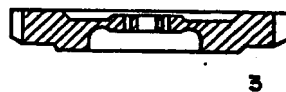
- 1 --- フライホイール本体部、
- 2 --- リングギヤ部、
- 3 --- 一体鍛造型フライホイール、
- 4 --- リングギヤ歯部、
- 5 --- 歯車ローラ、
- 6 --- 歯先部、

7 --- 歯元部.

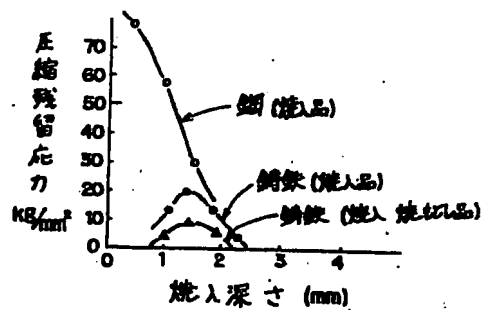
P --- 荷重.



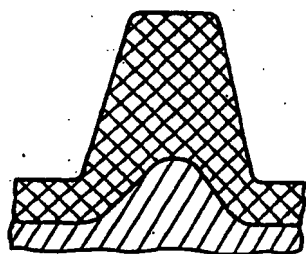
第 1 図



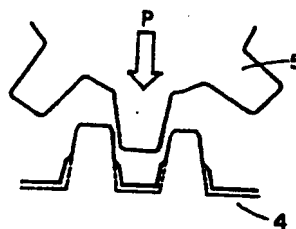
第 2 図



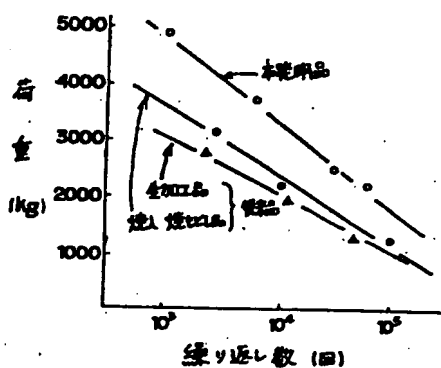
第 3 図



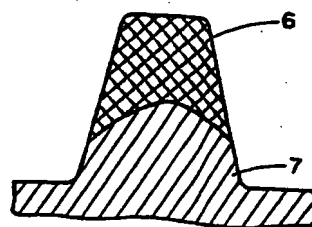
第 4 図



第 6 図



第 5 図



第 7 図

[First Hit](#)[Previous Doc](#)[Next Doc](#)[Go to Doc#](#)

Generate Collection

Print

L1: Entry 54 of 59

File: JPAB

Jul 4, 1990

PUB-NO: JP402173241A

DOCUMENT-IDENTIFIER: JP 02173241 A

TITLE: CASE-HARDENING STEEL AND ITS PRODUCTION

PUBN-DATE: July 4, 1990

## INVENTOR-INFORMATION:

NAME

COUNTRY

HIRAI, MANABU

NAKAZATO, FUKUKAZU

UNO, MITSUO

INT-CL (IPC): C22C 38/00; C22C 38/22; C23C 8/22

## ABSTRACT:

PURPOSE: To efficiently manufacture a case-hardening steel excellent in fatigue strength, etc., by applying carburizing and quenching to a case-hardening steel with a specific composition, subjecting the above steel to spheroidizing annealing in a carburizing atmosphere while specifying temperature, holding time, and cooling velocity, respectively.

CONSTITUTION: A case-hardening steel which has a composition consisting of, by weight, 0.10-0.30% C, 0.03-0.50% Si, 0.30-1.80% Mn, 0.30-1.80% Cr, and the balance Fe with inevitable impurities and containing, if necessary, 0.05-0.35% Mo is carburized and quenched. Subsequently, the above steel is held in a carburizing atmosphere at a temp. between  $A_{c1}$  and  $A_{c1}+(A_{c3}-A_{c1})\times 0.4$  for 2-4hr and cooled slowly at 20-30°C/hr cooling rate to undergo spheroidizing annealing (where  $A_{c1}$  and  $A_{c3}$  mean the  $A_{c1}$  transformation point and the  $A_{c3}$  transformation point of a base phase, respectively). Further, the above steel is held at a temp. between  $A_{c3}$  and  $(A_{c3}+30^{\circ}\text{C})$  for a short time and then quenched, by which the case-hardening steel which consists of a base phase composed of martensite containing spheroidal cementite and a carburized layer having a composition consisting of 0.50-1.50% C and the balance Fe with inevitable impurities and a structure composed of martensite containing spheroidal cementite can be obtained.

COPYRIGHT: (C)1990,JPO&amp;Japio

[Previous Doc](#)[Next Doc](#)[Go to Doc#](#)

## ⑫ 公開特許公報(A)

平2-173241

⑬ Int.Cl.<sup>5</sup>

識別記号

庁内整理番号

⑭ 公開 平成2年(1990)7月4日

C 22 C 38/00

3 0 1 N

7047-4K

C 23 C 38/22

8/22

7371-4K

審査請求 未請求 請求項の数 2 (全6頁)

⑮ 発明の名称 浸炭肌焼鋼とその製造方法

⑯ 特 願 昭63-328594

⑰ 出 願 昭63(1988)12月26日

⑱ 発 明 者 平 井 学 福岡県北九州市小倉北区許斐町1番地 住友金属工業株式会社小倉製鉄所内

⑲ 発 明 者 中 里 福 和 福岡県北九州市小倉北区許斐町1番地 住友金属工業株式会社小倉製鉄所内

⑳ 発 明 者 宇 野 光 男 福岡県北九州市小倉北区許斐町1番地 住友金属工業株式会社小倉製鉄所内

㉑ 出 願 人 住友金属工業株式会社 大阪府大阪市東区北浜5丁目15番地

㉒ 代 理 人 弁理士 永井 義久

## 明 細 書

## 1. 発明の名称

浸炭肌焼鋼とその製造方法

## 2. 特許請求の範囲

(1) 下記(A)の母相の表面に下記(B)の浸炭層を有することを特徴とする浸炭肌焼鋼。

(A) 重量%で、C: 0.10~0.30%、Si: 0.03~0.50%、Mn: 0.30~1.80%、Cr: 0.30~1.80%を含有し、必要に応じてMo: 0.05~0.35%を含み、残部Feおよび不可避免的不純物からなり、その組織は球状化セメンタイトを含有するマルテンサイトである母相。

(B) 重量%で、C: 0.50~1.50%を含有し、残部Feおよび不可避免的不純物からなり、その組織は球状化セメンタイトを含有するマルテンサイトである浸炭層。

(2) 重量%で、C: 0.10~0.30%、Si: 0.03~0.50%、Mn: 0.30~1.80%、Cr: 0.30~1.80%を含有し、必要に応じてMo: 0.05~0.35%を含み、残部Feおよび不可避免的

不純物からなる肌焼鋼に、下記(A)~(C)の処理をこの順で行うことを特徴とする浸炭肌焼鋼の製造方法。

(A) 浸炭焼入をする。

(B) 浸炭雰囲気中で、 $A_{c1}$ と $A_{c1} + (A_{c3} - A_{c1}) \times 0.4$ との間の温度域で2~4時間保持した後、20~30℃/時間の冷却速度で徐冷し、球状化焼鈍を行う。ただし、 $A_{c1}$ : 母相の $A_{c1}$ 変態点、 $A_{c3}$ : 母相の $A_{c3}$ 変態点である。(C)  $A_{c3}$ と $(A_{c3} + 30)$ との間の温度域に短時間保持した後、焼入をする。

## 3. 発明の詳細な説明

## 〔産業上の利用分野〕

本発明は、自動車、土木機械、産業機械等に使用される歯車、シャフト等の機械部品用浸炭肌焼鋼およびその製造方法に関する。

## 〔従来の技術〕

従来、自動車部品の歯車やシャフトとして一般に使用される浸炭肌焼鋼においては、母相のC量

を低く抑え(0.15~0.30重量%、以下重量%を単に%という)、また表層部に浸炭処理を施して母材の靱性と表層部の耐摩耗性を向上させることにより、疲労強度を多少なりとも向上させようとするものであった。したがって母相、浸炭層いずれにも後述する球状化セメントイトが含まれておらず、その製造においても、単に浸炭焼入を行うのみであった。

かかる浸炭肌焼鋼は一般に疲労強度(靱性、耐摩耗性等)が充分高くない。特に、昨今のエンジンの高出力化の要請に応えることができる程度には疲労強度が高くない。

そこで、この疲労強度をより高めるべくいくつかの提案がなされており、たとえば、①特開昭53-146233号公報では、鋼材表面に球状の炭化物(球状化セメントイト)を形成させる浸炭熱処理法が開示され、また②特開昭59-35630号公報では、鋼材表面に球状炭化物を形成させ、表面の粗大炭化物のみ除去した後、直接焼入または空冷後再加熱焼入を行い、歯面研磨

をもつ浸炭肌焼鋼について詳細な検討を行った結果、C濃度の高い、高硬度のセメントイトを球状化し、マルテンサイト中に分布させることにより、マルテンサイト母相中のC量は低くなり、母相の靱性は増大するとともに、マルテンサイト浸炭層は耐摩耗性が増大するという知見を得た。

本発明は以上の事情を背景になされたもので、その主目的は、疲労強度等の優れた浸炭肌焼鋼およびその効率的な製造方法を提供することにある。

〔課題を解決するための手段〕

上記課題を解決するための本第1発明は、下記(A)の母相の表面に下記(B)の浸炭層を有することを特徴とするものである。

(A) 重量%で、C:0.10~0.30%、Si:0.03~0.50%、Mn:0.30~1.80%、Cr:0.30~1.80%を含有し、必要に応じてMo:0.05~0.35%を含み、残部Feおよび不可避免的不純物からなり、その組織は球状化セメントイトを含有するマルテンサイトである母相。

(B) 重量%で、C:0.50~1.50%を含有し、

を施す各工程を含む歯車の熱処理方法が開示されている。

これら公報記載技術では、鋼材表面に球状の炭化物を形成させている点で、それなりに疲労強度は向上している。

〔発明が解決しようとする課題〕

しかしながら、上記公報①、②に開示の浸炭肌焼鋼では、球状化炭化物を鋼材表面に形成させたとはいえ、鋼材組織の全体にわたって、母相中のセメントイトを多量に球状化させたものではないため、未だ満足すべき疲労強度は得られなかった。この理由としては、浸炭肌焼鋼の母相中のセメントイトを球状化することが困難であったこと、および母相中のセメントイトを球状化すると、疲労強度が向上するということが知られていなかったことが考えられる。

また特に上記公報②に記載の技術では、製造工程が複雑で、製造コストがかかりすぎるという難点もある。

そこで本発明者は、従来よりも優れた疲労強度

残部Feおよび不可避免的不純物からなり、その組織は球状化セメントイトを含有するマルテンサイトである浸炭層。

また、本第二発明は、重量%で、C:0.10~0.30%、Si:0.03~0.50%、Mn:0.30~1.80%、Cr:0.30~1.80%を含有し、必要に応じてMo:0.05~0.35%を含み、残部Feおよび不可避免的不純物からなる肌焼鋼に、下記(A)~(C)の処理をこの順で行うことを特徴とするものである。

(A) 浸炭焼入をする。

(B) 浸炭雰囲気中で、 $A_{c1}$ と $A_{c1}+(A_{c3}-A_{c1})\times 0.4$ との間の温度域で2~4時間保持した後、20~30℃/時間の冷却速度で徐冷し、球状化焼鈍を行う。ただし、 $A_{c1}$ :母相の $A_{c1}$ 変態点、 $A_{c3}$ :母相の $A_{c3}$ 変態点である。

(C)  $A_{c3}$ と $(A_{c3}+30)$ との間の温度域に短時間保持した後、焼入をする。

〔作用〕

一般に、Cは鋼に静的強度を付与するのに重要な役割を担う元素であるが、過度に多量添加すると鋼の靱性が低下してしまう。他方、C量が不足すると耐摩耗性が低下する。また本発明者の得た知見によれば、全体としてのC濃度が同じ場合、C濃度の均一な単一相よりも、高C濃度の球状化セメンタイトを母相中に分布させた形で含むものの方が靱性、耐摩耗性が高い。

そこで本発明にかかる浸炭肌焼鋼は、マルテンサイト母相中のC量を所定範囲(0.10~0.30%)に抑え、かつセメンタイトを球状化したので、鋼の母相の靱性が高い。一方、多量のかつC濃度が高い(0.50~1.50%)セメンタイトを球状化し、これをマルテンサイト中に分布させたものであるから、そのマルテンサイト浸炭層は特に高い耐摩耗性を有するものである。

さらに、かかる浸炭肌焼鋼を製造するには、浸炭焼入後、十分な球状化焼鈍を行い、母相、浸炭層ともに多量の球状化セメンタイトを形成することが必要である。この段階で、球状化セメンタイ

て、マルテンサイト母相中のC量を0.10~0.30%と定めた。

他方、マルテンサイト浸炭層では、所期の耐摩耗性を得るため最低0.5%のCが必要であるが、1.5%を超えると、靱性が急激に低下する。したがって、マルテンサイト浸炭層中のC量を0.5~1.5%と定めた。

Si: Siは溶鋼の脱酸剤として不可欠な元素であり、また、鋼に所定の静的強度を付与するのに必要な元素である。しかしその含有量が0.03%未満の時は脱酸作用に所望の効果が得られず、他方、0.50%を超えるとSi酸化物の生成が著しく、靱性が劣化することから、その含有量を0.03~0.50%と定めた。

Mn: Mnは、溶鋼の脱酸に必要な元素であり、また鋼に焼入性を付与するのに有効な元素であるが、含有量が0.30%未満では脱酸作用に所望の効果を期待できず、他方、1.80%を超えて含有させると被削性の低下が起こることから、その含有量を0.30~1.80%と定めた。

トを多量に形成しておかないと、後く再加熱焼入の際にそれらが組織内に固溶してしまう可能性があるからである。同じ理由から、球状化処理後の焼入温度はなるべく低くし、その温度での保持時間は短くする必要がある。

本発明にかかる浸炭肌焼鋼の製造方法では、浸炭焼入後、上記条件を満足するような工程およびヒートパターンで鋼を処理するものであるから、上記浸炭肌焼鋼を容易に製造することができる。

#### [発明の具体的構成]

以下本発明をさらに具体的に説明する。

まず本発明における化学組成の限定理由について説明する。

C: 前述の通り、Cは鋼に所定の静的強度を付与するのに必要な元素であるが、反面、靱性を劣化させる。特に、浸炭処理を施す肌焼鋼においては、静的強度と靱性のバランスが必要であり、最低限の静的強度を得るには、C濃度として0.1%が必要である。一方、マルテンサイト母相中のC量が0.3%を超えると靱性が低下する。したがっ

Cr: Crは鋼に焼入性を付与するのに有効な元素である。その含有量が0.30%未満では、焼入性向上に所望の効果を達成することができず、他方1.80%を超えて含有させると、浸炭処理時に粒界にCr酸化物を生成し、疲労特性を低下させる。したがって、その含有量を0.30~1.80%とした。

Mo: Moは、鋼材の焼入性および靱性を向上する作用があるが、その含有量が0.05%未満では、前記作用に所望の効果が得られず、他方、0.35%を超えて含有させると被削性が劣化することから、その含有量を0.05~0.35%とした。

次に、球状化処理条件について説明する。

球状化処理をするにあたっては、母相、浸炭層すべてにおいて確実に球状化を行う必要があるが、球状化焼鈍時の保持温度がAc1変態点より低いと、セメンタイト球状化が遅くなり、所望の球状化セメンタイトが形成されず、他方、Ac1+(Ac3-Ac1)×0.4の温度を超えると、母相におけるセメンタイト球状化が困難になるため、



温度域を  $A c1$  と  $A c1 + (A c3 - A c1) \times 0.4$  との間の温度域とした。

また、上記温度保持時間が4時間を超えるか、あるいは冷却速度が  $20^\circ\text{C}/\text{時間}$  未満のときは浸炭部に形成された球状化セメントイトが粗大化し、他方、保持時間が2時間未満であるか、あるいは冷却速度が  $30^\circ\text{C}/\text{時間}$  を超えると、球状化セメントイトが形成されにくいため、保持時間を2～4時間、冷却速度を  $20 \sim 30^\circ\text{C}/\text{時間}$  とした。なお、球状化焼鈍を浸炭雰囲気下で行うのは、浸炭層表面部の脱炭を防止するためである。

次に焼入条件について説明する。

浸炭焼入により、肌焼鋼表面部を高Cにし、球状化焼鈍によりセメントイトを球状化した後の組織は、球状化セメントイトを含む焼なまし組織となっている。そこでこの組織をマルテンサイトとするために焼入を行う。この焼入は急冷速度を上げるため、水焼入が好適である。

焼入の際、保持温度が  $A c3$  点より低いと、母相中にフェライトが残留してしまう。他方、保持

温度が  $A c3$  点より  $30^\circ\text{C}$  以上高い時、あるいは保持時間が長期にわたるときは、球状化セメントイトが組織中に固溶してしまい、球状化セメントイトを含むマルテンサイト組織が得られない。したがって、保持温度は  $A c3$  変態点と  $(A c3 + 30^\circ\text{C})$  との間の温度域に定め、短時間保持とした。なお、保持時間を特に限定しなかったのは、それが保持温度と肌焼鋼の大きさに依存するからである。

第4図に従来鋼の組織と本発明鋼の組織の概略図を示した。同図でわかるように、本発明鋼では浸炭層および母相において球状化セメントイトが充分分布したものとなっている。

#### [実施例]

次に実施例を説明する。

第1表に示す化学成分の供試鋼を  $1250^\circ\text{C}$  にて1時間加熱し、 $100\text{mm}$  径、 $30\text{mm}$  径に鍛伸し、以下の調査工程にて調査を行った。

まず、 $30\text{mm}$  径の鋼材を  $925^\circ\text{C}$  に1時間加熱後空冷し、焼準した後、 $25\text{mm}$  径に旋削し、JIS

3号(2mm Uノッチ)シャルピー試験片に加工を行い、第1図～第3図(ここで、第1図は本発明にかかる浸炭処理のヒートパターン、第2図は従来の浸炭処理のヒートパターン、第3図は他社で採用している浸炭ヒートパターンをそれぞれ示す図である)に示すヒートパターンで浸炭処理を実施した。さらに、 $170^\circ\text{C}$  にて1時間焼もどしを行い、ショットピーニング( $\phi 0.3\text{mm}$ 、 $47\text{m/s}$ 、15分)を施した後、シャルピー衝撃試験を行った。

他方、 $100\text{mm}$  径の鋼材は、 $925^\circ\text{C}$  に5時間加熱後空冷して焼準した後、第5図に示した歯車試験片(形状:平歯車、モジュール:20、歯数:33、ピッチ直径:66)に加工し、第1図～第3図の浸炭処理を実施した。さらに、 $170^\circ\text{C}$  にて1時間焼もどしを行い、ショットピーニング処理を施し、動力循環式歯車疲労試験機にて疲労強度を調査した。なお、疲労強度は  $10^7$  回にて破壊を生じなかった強度(疲労限界)にて評価した。歯面疲労については、 $10^7$  回にて破壊を生

じなかった歯車の歯面の損傷程度を目視観察した。静的曲げ試験については  $30\text{mm}$  径鍛伸材を  $925^\circ\text{C}$  に1時間加熱後空冷して、焼準し、第6図に示す静的曲げ試験片に加工後、第1図～第3図のヒートパターンで浸炭処理を実施した。さらに、 $170^\circ\text{C}$  にて1時間焼もどしを行い、ショットピーニング処理を施し、 $10^{-3}/\text{s}$  の歪速度で静的曲げ強度を調査した。なお、静的曲げ強度は、亀裂発生荷重にて評価した。

浸炭深さ(硬度  $H_v 550$  の位置の表面からの深さ)については、 $30\text{mm}$  径の鋼材を  $925^\circ\text{C}$  に1時間加熱後空冷して焼準した後、 $25\text{mm}$  径に旋削し、第1図～第3図のヒートパターンで浸炭処理をした後、測定した。

以上の測定結果を第1表に示す。第1表中、各測定値は同表中のヒートパターン項に示す処理を行った結果である。また歯面疲労についての評価は、○:全く損傷なし、△:軽微な損傷あり、×:著しい損傷あり、とした。

	No.	C	Si	Mn	Cr	Mo	炭素部 C	炭素部 Si (mm)	断面縮小 %	静的曲げ 強度 (kgf)	シャルピー衝 撃値 (kgf-m)	疲労限界 (kgf-m)	球状化 率 (%)	備 考	ヒート パターン
本 発 明 鋼	1	0.21	0.29	0.80	1.01	—	0.84	1.21	○	1540	1.15	25.1	有		第1図
	2	0.20	0.30	0.79	0.88	0.32	0.85	1.24	○	1610	1.17	25.5	有		
	3	0.10	0.25	0.81	0.84	—	0.74	1.25	○	1630	1.24	25.6	有		
	4	0.30	0.27	0.82	0.91	0.21	1.20	1.23	○	1540	1.14	26.4	有		
	5	0.22	0.04	0.86	0.81	—	0.65	1.19	○	1690	1.27	25.1	有		
	6	0.22	0.50	0.84	0.83	0.20	1.35	1.21	○	1550	1.11	26.4	有		
	7	0.20	0.25	0.81	0.82	0.27	1.04	1.18	○	1670	1.24	26.1	有		
	8	0.19	0.24	1.79	0.99	—	1.46	1.23	○	1570	1.16	25.6	有		
	9	0.24	0.22	0.78	0.30	—	0.55	1.19	○	1680	1.23	24.9	有		
	10	0.22	0.29	0.85	1.80	0.22	0.74	1.20	○	1650	1.19	26.6	有		
	11	0.24	0.25	0.91	0.77	0.06	0.93	1.22	○	1680	1.14	25.7	有		
	12	0.22	0.27	0.83	0.74	0.35	1.25	1.20	○	1570	1.11	26.1	有		
比 較 鋼	1	0.21	0.29	0.80	1.01	—	0.88	1.25	×	1350	0.66	27.0	無		第2図
	2	0.20	0.30	0.79	0.88	0.32	1.20	1.21	×	1410	0.65	27.4	無		
	3	0.10	0.25	0.81	0.84	—	0.71	1.23	×	1460	0.71	27.1	無		
	4	0.30	0.27	0.82	0.91	0.21	0.89	1.18	×	1240	0.62	28.2	無		
	5	0.22	0.04	0.86	0.81	—	0.74	1.19	×	1440	0.71	26.5	無		
	6	0.22	0.50	0.84	0.83	0.20	1.10	1.24	×	1290	0.65	27.7	無		
	7	0.20	0.25	0.81	0.82	0.27	1.32	1.21	×	1400	0.71	27.3	無		
	8	0.19	0.24	1.79	0.99	—	1.12	1.21	×	1220	0.68	27.7	無		
	9	0.24	0.22	0.78	0.30	—	0.89	1.20	×	1470	0.69	26.8	無		
	10	0.22	0.29	0.85	1.80	0.22	1.20	1.23	×	1360	0.65	28.2	無		
	11	0.24	0.25	0.91	0.77	0.06	1.77	1.17	×	1410	0.65	27.0	無		
	12	0.22	0.27	0.83	0.74	0.35	1.63	1.24	×	1300	0.64	27.5	無		
	13	0.09	0.25	0.75	0.86	—	0.89	1.21	×	1430	0.71	24.2	無	炭素C鋼類外	第1図
	14	0.31	0.25	0.78	1.84	—	0.98	1.18	×	1250	0.64	24.4	無	炭素C	
	15	0.25	0.51	0.83	0.72	0.22	0.84	1.23	×	1230	0.56	23.9	無	炭素Si	
	16	0.2	0.22	1.81	0.74	—	1.10	1.24	×	1290	0.62	23.3	無	炭素Mn	
	17	0.21	0.25	0.94	1.81	—	1.63	1.18	×	1360	0.66	23.7	無	炭素Cr	
	18	0.23	0.21	0.78	0.86	0.36	1.12	1.21	×	1390	0.61	24.9	無	炭素Ni	
	19	0.09	0.25	0.75	0.86	0.01	0.89	1.23	○	1690	1.27	32.1	有	炭素C	
	20	0.31	0.26	0.78	1.84	—	1.10	1.18	○	1510	1.10	31.6	有	炭素C	
	21	0.25	0.51	0.83	0.72	0.22	0.82	1.23	○	1500	1.04	31.6	有	炭素Si	
	22	0.2	0.22	1.81	0.74	—	1.06	1.21	○	1540	1.11	31.1	有	炭素Mn	
	23	0.21	0.26	0.94	1.81	—	1.13	1.20	○	1630	1.15	30.4	有	炭素Cr	
	24	0.22	0.21	0.78	0.86	0.36	1.24	1.23	○	1570	1.12	32.7	有	炭素Ni	
	25	0.21	0.29	0.80	1.01	—	0.48	1.16	△	1670	1.20	29.4	有	炭素C	
	26	0.20	0.30	0.79	0.88	0.32	1.53	1.23	×	1350	0.68	31.7	有	炭素Si	
	27	0.21	0.29	0.80	1.01	—	1.25	1.17	○	1540	0.96	29.2	有	炭素Mnにのみ有	
	28	0.20	0.30	0.79	0.88	0.32	1.24	1.15	○	1500	0.91	28.8	有	炭素Crにのみ有	

第1表から明らかなように、本発明鋼は、歯面疲労が全く存在せず、耐摩耗性が優れている。また静的曲げ強度、シャルピー衝撃値が従来鋼に比べて大きく、靱性が良好である。

疲労限界は従来鋼に比べて30%前後大きく、疲労強度が大きく向上している。

また、比較鋼中でも、第1図の炭素処理を施したものは、第2図の従来法により炭素処理したものと比べて耐摩耗性、靱性、疲労特性が優れており、本発明による炭素処理鋼製造方法が優れていることがわかる。

#### 【発明の効果】

以上の通り、本発明によれば、疲労強度等の優れた炭素処理鋼およびその効率的な製造方法を提供することができる。

#### 4. 図面の簡単な説明

第1図は本発明にかかる炭素処理のヒートパターン図、第2図は従来法での炭素処理のヒートパターン図、第3図は他社特許における炭素処理のヒートパターン図、第4図は従来鋼(a)と本発

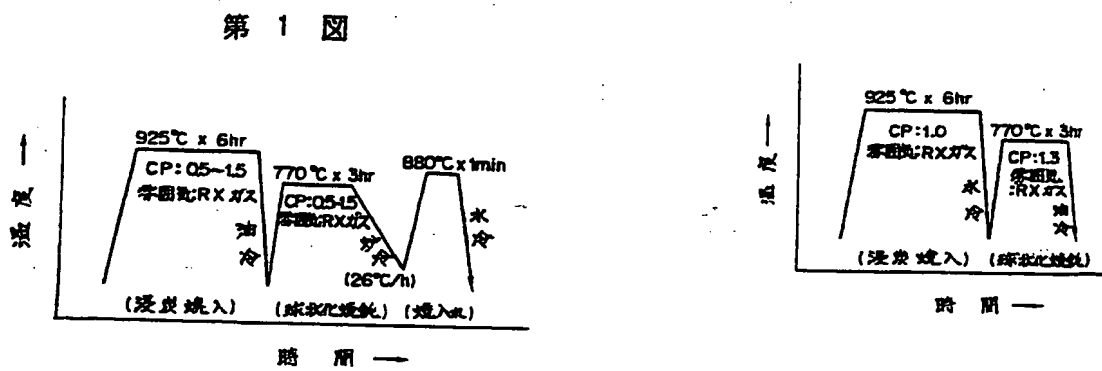
明鋼(b)の組織の比較説明図、第5図は歯車試験片の概略説明図、第6図は静的曲げ試験片を示す図である。

特許出願人 住友金属工業株式会社

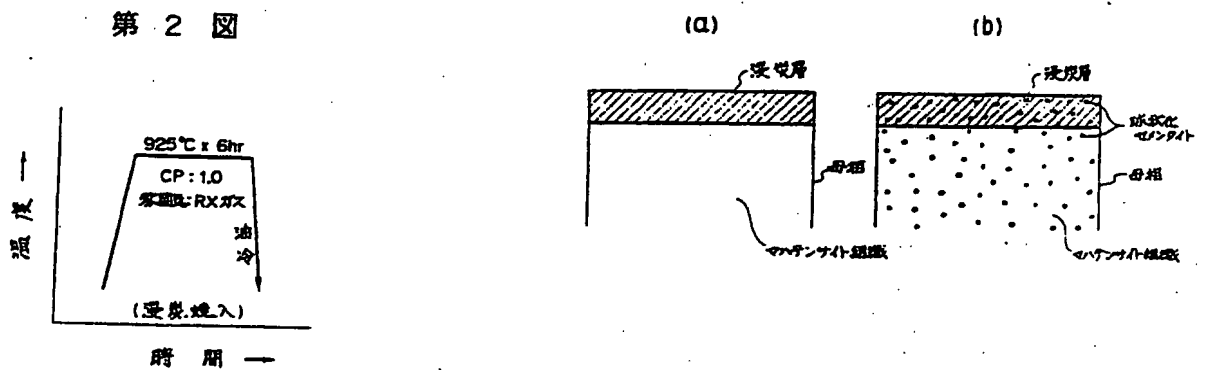
代理人 弁理士 永井 義久



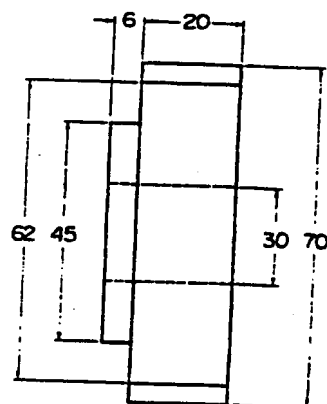
第 3 図



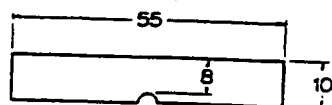
第 4 図



第 5 図



第 6 図



[First Hit](#)[Previous Doc](#)[Next Doc](#)[Go to Doc#](#)☐ [Generate Collection](#)☐ [Print](#)

L1: Entry 2 of 15

File: JPAB

Feb 1, 1994

PUB-NO: JP406025736A

DOCUMENT-IDENTIFIER: JP 06025736 A

TITLE: MANUFACTURE OF LONG LIFE CARBURIZED BEARING

PUBN-DATE: February 1, 1994

## INVENTOR-INFORMATION:

NAME

COUNTRY

URITA, TATSUMI

NAMIKI, KUNIO

YOSHIDA, MAKOTO

US-CL-CURRENT: 148/226

INT-CL (IPC): C21D 6/00; C21D 1/06; C21D 1/18; C21D 7/06; C21D 9/00; C23C 8/22

## ABSTRACT:

PURPOSE: To improve the rolling life of a bearing by executing the surface finishing by shot peening, polishing, grinding, lapping or the like, and setting the combined relationship between the compressive residual stress and the residual austenite to be not less than the specified value when the carburized bearing is manufactured of case hardening steel.

CONSTITUTION: A bearing is manufactured of case hardening steel and case hardening treatment is executed by tempering after quenching by carburizing treatment or carbonitriding treatment. Shot peening is executed followed by this case hardening treatment, and in addition, the surface finishing such as polishing, grinding and lapping is executed. The bearing excellent in the rolling life can be obtained by controlling the treatment conditions by the content of the case hardening steel, shot peening or the like so that the combined relationship between the residual austenite quantity  $\gamma$  (%) and the compressive residual stress  $\sigma$  (MPa) may be  $0.0010 \times \sigma + 0.3\gamma \geq 0.1$ .

COPYRIGHT: (C)1994, JPO&amp;Japio

[Previous Doc](#)[Next Doc](#)[Go to Doc#](#)

(19)日本国特許庁(JP)

(12) 公開特許公報(A)

(11)特許出願公開番号

特開平6-25736

(43)公開日 平成6年(1994)2月1日

(51)Int.Cl. <sup>5</sup>	識別記号	庁内整理番号	FI	技術表示箇所
C 2 1 D 6/00	K	9269-4K		
	D	9269-4K		
1/06	A			
1/18	E			
7/06	A	7412-4K		

審査請求 未請求 請求項の数1(全 5 頁) 最終頁に続く

(21)出願番号	特願平4-207247	(71)出願人	000003997 日産自動車株式会社 神奈川県横浜市神奈川区宝町2番地
(22)出願日	平成4年(1992)7月10日	(71)出願人	000003713 大同特殊鋼株式会社 愛知県名古屋市中区錦一丁目11番18号
		(72)発明者	瓜田 龍実 愛知県東海市加木屋町南廻持18 知多寮
		(72)発明者	並木 邦夫 愛知県名古屋市守山区西城2丁目1番2の 310号
		(74)代理人	弁理士 吉田 和夫

最終頁に続く

(54)【発明の名称】 長寿命浸炭軸受の製造方法

(57)【要約】

【目的】 転動疲労寿命に優れた浸炭軸受の製造方法を提供することを目的とする。

【構成】 浸炭軸受を製造するに際して(イ)肌焼鋼を浸炭焼入れ又は浸炭浸窒焼入れした後焼戻しし、(ロ)若しくは該焼戻し後に引き続いてショットピーニングを施し、(ハ)又は研磨、研削、ラッピング等表面仕上げ処理し、それら(イ)、(ロ)、(ハ)の処理後の表面を最終表面とするとき、該表面における圧縮残留応力 $\sigma$ (MPa)と残留オーステナイト量 $\gamma$ (%)との組合せが、 $0.0010 \times \sigma + 0.3 \times \gamma \geq 1.0$ の関係となるように材料組成、処理条件を制御する。

## 【特許請求の範囲】

【請求項1】 浸炭軸受を製造するに際して(イ)肌焼鋼を浸炭焼入れ又は浸炭浸窒焼入れした後焼戻し、(ロ)若しくは該焼戻し後に引き続いてショットピーニングを施し、(ハ)又は研磨、研削、ラッピング等表面仕上げ処理し、それら(イ)、(ロ)、(ハ)の処理後の表面を最終表面とするとき、該表面における圧縮残留応力 $\sigma$  (MPa)と残留オーステナイト量 $\gamma$  (%)との組合せが

$$0.0010 \times \sigma + 0.3 \times \gamma \geq 1.0$$

の関係となるように材料組成、処理条件を制御することを特徴とする長寿命浸炭軸受の製造方法。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【産業上の利用分野】この発明はピッチング、フレーキング寿命等面圧疲労強度に優れた浸炭軸受の製造方法に関する。

## 【0002】

【従来の技術及び発明が解決しようとする課題】近年自動車の高出力化、軽量化が進み、これに伴ってピッチング、フレーキング寿命等の転動寿命の高い浸炭軸受に対する要求がとみに高まっている。

【0003】浸炭軸受の長寿命化については不純物、介在物、圧縮残留応力、残留オーステナイト、合金成分等の観点から種々検討されている。

【0004】一般的に、不純物、介在物の低減は寿命向上に対して有効である。例えば通常の電気炉で溶製された鋼に対し、エレクトロスラグ再溶解・真空アーク再溶解などの2次精錬により介在物を低減した鋼により製造した軸受は、寿命ばらつきが低減し、 $L_{10}$ 寿命で2倍程度の向上が図られる。

【0005】しかしエレクトロスラグ再溶解・真空アーク再溶解などの2次精錬を行うとコストが高くなるという問題点がある。

【0006】またその効果が寿命ばらつき低減によるものであるため、全体の寿命改善にはつながらず、寿命向上に限度がある問題がある。

【0007】一方、浸炭軸受の場合、焼入れ時に表面に圧縮残留応力が発生し、この圧縮残留応力は転動時に生ずる剪断応力を緩和する働きがあるため、この圧縮残留応力が軸受の寿命を向上させるように作用する。

【0008】しかしながら焼入れ時に発生する圧縮残留応力は小さいものであり、寿命を向上させる上で有効に利用できるほどのものでないといった問題がある。

【0009】そこで転動時の初期段階において転動面に過負荷を作用させて圧縮残留応力を付与する試みもなされているが、この場合もまた有効に利用できるほどの強い圧縮残留応力が得られない問題がある。

【0010】他方、残留オーステナイトは転動中に組織変化を起し、亀裂の進行を阻止することにより、転動寿

命向上に有効であると言われている。

【0011】またこの残留オーステナイトに関連して、最近ではショットピーニングによる高寿命化の手法が多く適用されている。この手法はショットピーニングにより残留オーステナイトを加工誘起マルテンサイトに変態させ、その際に生ずる膨張作用を利用して被ショットピーニング部に高い圧縮残留応力を付与するものである。

【0012】この圧縮残留応力は、例えば歯車の場合に歯元等曲げ負荷応力の作用する部位においてその負荷応力を緩和する働きがあり、疲れ強さを著しく(5倍程度)向上させる。

【0013】一方、軸受においても転動時に作用する剪断応力が圧縮残留応力により緩和され、従ってショットピーニングによる圧縮残留応力の付与は軸受の寿命向上に対して有効と考えられる。

【0014】しかしながら従来、軸受におけるこのようなショットピーニングの寿命向上に及ぼす影響については研究があまり行われておらず、その効果については十分明らかにされていない。

【0015】これは表面の面精度が要求される軸受の場合、ショットピーニングを施すと表面が荒れた状態となり、従ってその後に研磨等を行うことが必要であってその分コスト高となること、また通常ショットピーニングの強さは、アルメンストリップAゲージで測定されるアークハイトでせいぜい0.7mmA以下であるため、得られる圧縮残留応力が低いこと等が原因しているものと考えられる。

## 【0016】

【課題を解決するための手段】本発明はこのような課題を解決するためになされたものであり、その要旨は、浸炭軸受を製造するに際して(イ)肌焼鋼を浸炭焼入れ又は浸炭浸窒焼入れした後焼戻し、(ロ)若しくは該焼戻し後に引き続いてショットピーニングを施し、(ハ)又は研磨、研削、ラッピング等表面仕上げ処理し、それら(イ)、(ロ)、(ハ)の処理後の表面を最終表面とするとき、該表面における圧縮残留応力 $\sigma$  (MPa)と残留オーステナイト量 $\gamma$  (%)との組合せが、 $0.0010 \times \sigma + 0.3 \times \gamma \geq 1.0$ の関係となるように材料組成、処理条件を制御することにある。

## 【0017】

【作用及び発明の効果】本発明者は、熱処理条件、材料組成、ショットピーニング条件等を変化させることにより、圧縮残留応力と残留オーステナイト量を種々変化させて、これらが転動寿命に及ぼす影響を鋭意検討した。

【0018】この結果、残留オーステナイトと圧縮残留応力との組合せの最適値を見極め、圧縮残留応力と残留オーステナイトがある一定値以上の場合に、転動寿命向上の効果が著しいことを見出した。

【0019】本発明はこのような知見の下に完成されたもので、圧縮残留応力 $\sigma$  (MPa)と残留オーステナイ

ト量 $\gamma$  (%)との組合せを、 $0.0010 \times \sigma + 0.3 \times \gamma \geq 1.0$ とすることを特徴とするものであり、この条件を満たす場合に疲労寿命の向上効果が著しいことを確認した。

【0020】ここで残留オーステナイト量はショットピーニングによって減少することを考慮し、浸炭終了時に多めに生成させておく必要がある。それにはSi, Mn, Mo, Ni, Cr量を添加又は増量して、残留オーステナイトを生成し易い材料組成としておくことが有効である。

【0021】またSiとMoは、焼戻し軟化抵抗を高め、転動寿命向上に寄与するという効果も期待できる。

【0022】またAl, Nは結晶粒を微細化させ、クラック伝播の抵抗を増加させ、転動寿命特性、浸炭層の靱性を増加させるため、適量添加することも有効であるし、Oは $Al_2O_3$ を生成し、応力集中源となるために低減することが有効である。

【0023】一方熱処理面からは、浸炭時にCポテンシャルを高めに設定すること、浸炭後の焼入れ温度をやや高めに設定すること、Ms点直上の熱浴に焼入れするマルクエンチを実施する方法、焼入れ油の温度を高めに設定する方法、又は浸炭後すぐにアンモニアガスを導入する浸炭浸窒を実施する方法等が、オーステナイト量を多くする上で有効な方法である。

【0024】また残留オーステナイトの分解をできるだけ抑制するため、低温、短時間での焼戻しが有効である。

【0025】これらのどの方法を選択するかはショットピーニングの強さ等を考慮して任意に選択すれば良い。

【0026】またSi, Mnを多量に添加した場合は、通常のガス浸炭では粒界酸化を生成し易く靱性を損ね、ショットピーニングの効果も低減させるため、粒界酸化を生成しない浸炭方法である真空浸炭、プラズマ浸炭を用いるべきである。

【0027】いずれにしても $0.0010 \times \sigma + 0.3 \times \gamma \geq 1.0$ の条件を満たすように条件設定すれば良い。

【0028】尚このショットピーニングの場合ショット球の損耗が著しいため、より効率良く被ショットピーニング部に投射できるノズルタイプのショットピーニング機が、インペラータイプのものより好ましい。

【0029】

【実施例】次に本発明の特徴を更に明確にすべく、以下にその実施例を詳述する。表1に示す各種合金成分(重量%, 残部Fe及び不純物)の鋼70トンを溶製した。

【0030】

【表1】

10

20

30

40

50

表1 供試材の化学成分 (wt%)

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Al	N	O	その他の成分
A	0.20	0.25	0.75	0.022	0.017	0.01	1.10	0.01	0.027	0.013	0.0020	
B	0.18	0.05	0.60	0.007	0.009	0.01	0.98	0.41	0.022	0.007	0.0013	
C	0.18	0.50	0.30	0.015	0.013	0.03	2.25	0.40	0.034	0.020	0.0009	
D	0.21	0.10	0.37	0.006	0.001	2.03	0.28	0.39	0.051	0.016	0.0009	
E	0.13	0.06	0.75	0.006	0.006	0.02	1.19	0.40	0.011	0.018	0.0013	Nb:0.017
F	0.25	1.00	0.35	0.012	0.003	2.05	0.98	0.74	0.019	0.016	0.0018	V:0.011
G	0.23	0.10	0.65	0.004	0.005	0.01	0.98	0.38	0.024	0.014	0.0012	Ta:0.015
H	0.14	0.24	0.74	0.009	0.007	0.01	0.98	0.41	0.021	0.013	0.0023	Zr:0.018
I	0.21	0.08	0.76	0.006	0.016	0.02	1.10	0.39	0.020	0.019	0.0015	B:0.028

【0031】各供試材を圧延し、焼ならしして試験片に加工し、次の条件で熱処理した。

【0032】[熱処理条件]

1173K×10800sのガス浸炭、ガス浸炭浸窒

1173K×10800sのプラズマ浸炭

1253K×10800sの真空浸炭→1133K×1800s保持→油冷  
焼戻し 433K×1800s→空冷

【0033】また試験片を引続き以下の条件でショットピーニングした。

【0034】[ショットピーニング条件]

50 投射球粒径 : 0.8mm

投射球硬さ :  $\geq$  HRC 60

投射速度 : 100m/s

アークハイト: 0.3~1.0mmA

【0035】更にスラスト試験片を作製し、以下の条件でスラスト試験機にかけて転動試験を行い、剥離が起るまでの繰返し数を求めた。

【0036】[スラスト転動試験]

外径 : 63mm

内径 : 28.7mm

\* 転動面径: 38.5mm

厚さ : 8.8mm (シヤット-ニツ' 後、表面を50 $\mu$ m研磨)

面圧 : 4900MPa

回転数 : 20Hz

油 : タービン油 #68

【0037】結果が表2に示してある。

【0038】

\* [表2]

表2 Z値と転動寿命の関係

分類	組	熱処理	7-ハイト (mmA)	Z値と 圧縮残留応力 (MPa)	$\gamma$ -Res (%)	*Z	$L_{10}$ 寿命 (N)
発明例	A	通常浸炭	0.70	1087.8	16.2	1.6	$1.81 \times 10^7$
	A	浸炭高硬度	0.00	-28.4	50.5	1.5	$1.74 \times 10^7$
	A	浸炭浸炭	0.85	1234.8	37.1	2.3	$8.27 \times 10^7$
	B	通常浸炭	0.00	352.8	20.6	1.0	$6.50 \times 10^7$
	B	浸炭浸炭	0.00	-48	42.1	1.2	$1.52 \times 10^7$
	B	通常浸炭	0.98	1225	0	1.2	$1.93 \times 10^7$
	B	浸炭浸炭	0.98	1391.6	35.2	2.4	$7.45 \times 10^7$
	C	プラスチック浸炭	0.98	1225	6.3	1.4	$2.02 \times 10^7$
	C	ガス高硬度	0.98	1283.8	17.2	1.8	$3.58 \times 10^7$
	D	通常浸炭	0.70	931	9.7	1.2	$1.40 \times 10^7$
	E	通常浸炭	0.98	1342.6	1.9	1.4	$2.81 \times 10^7$
	F	真空浸炭	0.98	1391.6	9.7	1.7	$2.25 \times 10^7$
比較例	G	通常浸炭	0.98	1528.8	4.5	1.7	$2.04 \times 10^7$
	H	通常浸炭	0.70	880	12.3	1.3	$1.13 \times 10^7$
	I	通常浸炭	0.70	823.2	19.5	1.4	$2.54 \times 10^7$
	A	通常浸炭	0.00	48	12.3	0.4	$1.12 \times 10^7$
	A	通常浸炭	0.30	650	3.5	0.8	$2.51 \times 10^7$
	B	通常浸炭	0.00	48	7.5	0.3	$9.80 \times 10^7$
	B	通常浸炭	0.40	650	3	0.7	$2.51 \times 10^7$
	C	プラスチック浸炭	0.00	-284.2	19	0.3	$9.40 \times 10^7$
	C	ガス高硬度	0.00	-156.8	26.7	0.6	$1.90 \times 10^7$

\*  $Z = 0.001 \times \sigma + 0.03 \times \gamma$

$\gamma$ -Res: 残留オーステナイト

【0039】この結果から、 $Z \geq 1$  ( $Z = 0.0010$  ※ことがわかる。

$\times \sigma + 0.3 \times \gamma$ ) の条件を満たす本発明例の場合、Z

<1の比較例に比べて転動寿命が1桁近く向上している※50

【0040】以上本発明の実施例を詳述したがこれはあ

くまで一例示であり、本発明はその主旨を逸脱しない範



冊において、種々変更を加えた態様で実施可能である。

---

フロントページの続き

(51)Int. Cl. <sup>5</sup>	識別記号	片内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 1 D 9/00		A 7356-4K		
C 2 3 C 8/22		7516-4K		

(72)発明者 吉田 誠  
神奈川県横浜市神奈川区宝町2番地 日産  
自動車株式会社内

[First Hit](#)[Previous Doc](#)[Next Doc](#)[Go to Doc#](#)[Generate Collection](#)[Print](#)

L1: Entry 53 of 59

File: JPAB

Jul 20, 1990

PUB-NO: JP402185954A

DOCUMENT-IDENTIFIER: JP 02185954 A

TITLE: CARBURIZED AND CASE-HARDENED STEEL AND ITS PRODUCTION

PUBN-DATE: July 20, 1990

## INVENTOR-INFORMATION:

NAME

COUNTRY

HIRAI, MANABU

NAKAZATO, FUKUKAZU

UNO, MITSUO

INT-CL (IPC): C22C 38/54; C22C 38/00; C23C 8/22; C23C 8/80

## ABSTRACT:

PURPOSE: To manufacture a case hardening steel having superior fatigue characteristics by reducing respective contents of Gi, Mn, and Cr in a steel stock as a raw material, adding specific amounts of Nb, and carrying out new treatments of spheroidizing annealing and hardening after carburizing treatment at the time of manufacturing case hardening steel for machine parts.

CONSTITUTION: As a case hardening steel for machine parts, a steel stock which has a composition containing, by weight, 0.15-0.35% C, (0.05% Si, <0.35% Mn, <0.10% Cr, 0.35-2.00% Mo, and 0.010-0.100% Nb or further containing, if necessary, one or more kinds among <3.50% Ni, <1.00% Cu, 0.010-0.100% Al, 0.01-0.30% V, 0.010-0.100% Ti, and 0.0003-0.0050% B is carburized and quenched to increase the amount of C in the surface and held in a carburizing atmosphere at a temp. between the Acl point and [Acl point + (Ac3 point - Acl point) × 0.6] for 1-4hr. Subsequently, the above steel is slowly cooled at ≤30°C/hr cooling rate to undergo spheroidizing annealing, held at a temp. in the range between the Ac3 point and (Ac3+30°C) for a short time, and then requenched. By this method, the case-hardening steel in which C content in the surface layer is regulated to 0.50-1.50% and which has a martensitic structure containing spheroidal cementite and also has excellent fatigue strength can be obtained.

COPYRIGHT: (C)1990, JPO&amp;Japio

[Previous Doc](#)[Next Doc](#)[Go to Doc#](#)

⑦ 公開特許公報(A) 平2-185954

⑧ Int. Cl.

識別記号

庁内整理番号

⑨ 公開 平成2年(1990)7月20日

C 22 C 38/54

38/00

3 0 1 N

7047-4K

C 23 C 8/22

8/80

7371-4K

7371-4K

審査請求 未請求 請求項の数 2 (全7頁)

⑩ 発明の名称 浸炭肌焼鋼とその製造方法

⑪ 特 願 平1-4224

⑫ 出 願 平1(1989)1月11日

⑬ 発 明 者 平 井 学 福岡県北九州市小倉北区許斐町1番地 住友金属工業株式会社小倉製鉄所内

⑭ 発 明 者 中 里 福 和 福岡県北九州市小倉北区許斐町1番地 住友金属工業株式会社小倉製鉄所内

⑮ 発 明 者 宇 野 光 男 福岡県北九州市小倉北区許斐町1番地 住友金属工業株式会社小倉製鉄所内

⑯ 出 願 人 住友金属工業株式会社 大阪府大阪市東区北浜5丁目15番地

⑰ 代 理 人 弁理士 押田 良久

明 細 書

1. 発明の名称

浸炭肌焼鋼とその製造方法

2. 特許請求の範囲

1

C 0.15 ~ 0.35wt %, Si 0.05wt %以下、  
Mn 0.35wt %以下、 Cr 0.10wt %以下、  
Nb 0.35 ~ 2.00wt %, Nb 0.010 ~ 0.100wt %  
を含有し、必要に応じてN 3.50wt %以下、  
Cu 1.00wt %以下、 Al 0.010 ~ 0.100wt %、  
V 0.01 ~ 0.30 wt %, Ti 0.010 ~ 0.100wt %、  
B 0.0003 ~ 0.0050wt %の1種以上を含み、残  
部Feおよび不可避的不純物からなり、球状化セ  
メントイトを含有するマルテンサイト組織を有する  
母相の表面に、C 0.50 ~ 1.50 wt %を含有し、  
残部Feおよび不可避的不純物からなり、球状化セ  
メントイトを含有するマルテンサイト組織の浸炭  
層を有することを特徴とする浸炭肌焼鋼。

2

C 0.15 ~ 0.35 wt %, Si 0.05wt %以下、

Mn 0.35wt %以下、 Cr 0.10wt %以下、  
Nb 0.35 ~ 2.00wt %, Nb 0.010 ~ 0.100wt %  
を含有し、必要に応じてN 3.50wt %以下、  
Cu 1.00wt %以下、 Al 0.010 ~ 0.100wt %、  
V 0.01 ~ 0.30wt %, Ti 0.010 ~ 0.100wt %、  
B 0.0003 ~ 0.0050 wt %の1種以上を含み、残  
部Feおよび不可避的不純物からなる鋼を浸炭焼入  
した後、浸炭雰囲気中で母相のAc<sub>1</sub> 変態点と  
Ac<sub>1</sub> 変態点+ (母相のAc<sub>1</sub> 変態点-Ac<sub>1</sub> 変態点)  
× 0.6との間の温度域にて1~4時間保  
持し、その後30℃/時間以下の冷却速度で徐冷し  
て球状化焼鈍を行ない、続いてAc<sub>1</sub> 変態点と  
(Ac<sub>1</sub> 変態点+30℃)との間の温度域で短時間  
保持した後、焼入れすることを特徴とする浸炭肌  
焼鋼の製造方法。

3. 発明の詳細な説明

産業上の利用分野

この発明は、土木建設機械、産業機械に使用さ  
れる歯車、シャフト等の機械部品用肌焼鋼とその  
製造方法に係り、より詳しくは浸炭処理時の異常

層(粒界酸化不完全焼入れ層)の発生を完全に防止するとともに、浸炭処理後、球状化焼鈍および焼入れ処理を新たに実施することによって、極めて優れた疲労特性を有する鋼鉄鋼とその製造方法に関する。

#### 従来の技術

従来、自動車部品の歯車やシャフトとして一般に使用される浸炭鋼は、母相のC量を低く抑え(0.15 ~ 0.30 wt%)、表面部に浸炭処理を施して母材の靱性と表面部の耐磨耗性を向上させることにより、疲労強度を多少なりとも向上させようとするものであった。

しかし、この種の浸炭鋼は浸炭処理中に浸炭異常層が生じやすく、かつ母相、浸炭層いずれにも後述する球状化セメントが含まれておらず、その製造においても早に浸炭焼入れを行なうのみであった。

かかる浸炭鋼は一般に疲労強度(靱性、耐磨耗性等)が十分に高くない。特に、昨今のエンジンの高出力化の要請に応えることができる程度

が考えられる。

また特に②の技術では、製造工程が複雑で、製造コストが高くつくという問題もある。

一方、浸炭異常層を減少させ、疲労強度を向上させようとする試みも多々行なわれているが、未だ浸炭異常層を皆無にした例は報告されていないのが実状である。

#### 発明が解決しようとする課題

この発明は、前に述べたような実状よりみて、鋼鉄鋼の化学組成を厳密に制御することによって浸炭処理時の粒界酸化および不完全焼入れ層を完全に防止し、さらに浸炭処理後、球状化焼鈍処理を実施することによって、従来技術では到底達成することができなかった極めて優れた疲労特性を有する浸炭鋼とその製造方法を提案しようとするものである。

#### 課題を解決するための手段

この発明者は、浸炭処理した歯車やシャフトの破壊事例を詳細に調査した結果、疲労破壊の発生が浸炭処理工程中に生じる浸炭異常層(粒界酸化

には疲労強度が高くない。

そこで、この疲労強度をより高めるべくいくつかの提案がなされている。

例えば、①特開昭 53-145233号公報には鋼材表面に球状の炭化物(球状化セメント)を形成させる浸炭処理法が開示され、また②特開昭59-35630号公報には鋼材表面に球状化セメントを形成させ、表面の粗大炭化物のみ除去した後、直接焼入れまたは空冷後再加熱焼入れを行ない、歯面研摩を施す各工程を含む歯車の熱処理方法が開示されている。

しかしながら、前記①、②の浸炭鋼では球状化炭化物を鋼材表面に形成させたとはいえ、鋼材組織の全体にわたって母相中のセメントを多量に球状化させたものではないため、未だ満足すべき疲労強度は得られなかった。

この理由としては、浸炭鋼の母相中のセメントを球状化することが困難であること、および母相中のセメントを球状化すると疲労強度が向上するということが知られていなかったこと

および不完全焼入れ層)の生成と密接な関係にあることを知見し、その浸炭異常層は鋼中のSi、Mn、Crの含有量を低くおさえ、かつ鋼中にNbを添加することによって完全に防止できることを見出した。

また、浸炭処理後、球状化焼鈍を実施することによって、母相および浸炭層に多量の球状化セメントを形成させることが可能となり、疲労特性を著しく向上できることを見出した。

すなわち、この発明に係る浸炭鋼は、  
C 0.15 ~ 0.35wt % Si 0.05wt %以下  
Mn 0.35wt %以下 Cr 0.10wt %以下  
Nb 0.35 ~ 2.00wt % Nb 0.010 ~ 0.100wt %  
を含有し、必要に応じてNi 3.50wt %以下、  
Cu 1.00wt %以下、Al 0.010 ~ 0.100wt %、  
V 0.01 ~ 0.30wt %、Ti 0.010 ~ 0.100wt %、  
B 0.0003 ~ 0.0050wt %の一種以上を含み、残部Feおよび不可避的不純物からなり、球状化セメントを含有するマルテンサイト組織を有する母相の表面に、C 0.50 ~ 1.50 wt %を含有し、

残部 $F_0$ および不可避的不純物からなり、球状化セメントイトを含有するマルテンサイト組織の浸炭層を有することを特徴とするものである。

また上記鋼鉄鋼の製造方法としては、浸炭焼入れ後に浸炭雰囲気中で母相の $A_{c1}$ 変態点と $A_{c1}$ 変態点+（母相の $A_{c1}$ 変態点- $A_{c1}$ 変態点） $\times 0.6$ との間の温度域にて1～4時間保持し、その後30℃/時間以下の冷却速度で徐冷して球状化焼鈍を行ない、続いて $A_{c1}$ 変態点と（ $A_{c1}$ 変態点+30℃）との間の温度域で短時間保持した後、焼入れすることを特徴とするものである。

#### 作 用

鋼中のSi、Mn、Crの含有量を低くおさえ、かつ鋼中にNbを添加することとしたのは、以下に示す理由による。

Si、Mn、Crの3元素のうち、1種あるいは2種の含有量のみを低く制御するだけでは、異常層を抑制できない。

また上記3元素の含有量の低減は、表面部の旧

の間に球状化セメントイトが組織内に固溶してしまふ可能性が生じるためである。

次に、この発明に係る鋼鉄鋼の成分限定理由について説明する。

Cは鋼に所定の静的強度を付与するのに必要な元素であるが、反面塑性を劣化させる成分である。特に、浸炭処理を施す鋼鉄鋼においては、静的強度と塑性をバランスさせることが必要であり、最低限の静的強度を得るには少なくとも0.15 wt%以上必要であり、他方マルテンサイト母相中のC量が0.35 wt%を超えると塑性が急激に劣化するため、マルテンサイト母相中のC含有量としては0.15～0.35 wt%が好ましい。一方、マルテンサイト浸炭層では所期の耐摩耗性を得るためには最低0.50 wt%のCが必要であるが、1.50 wt%を超えると塑性が急激に低下する。したがって、マルテンサイト浸炭層中のC含有量を0.50～1.50 wt%と定めた。

Siは鋼の脱酸に必要な成分であり、また鋼に所定

オーステナイト粒界の酸化防止には有効であるが、工業的な浸炭焼入れや通常焼入れでは粒界酸化に伴う不完全焼入れ層を防止することができない。

一方、Nb添加は焼入れ性の向上を通じて表面部の不完全焼入れ層の防止に有効である。

したがって、工業的な浸炭焼入れや通常焼入れで粒界酸化あるいは不完全焼入れ層を防止するにはNb添加を併用することが不可欠である。

また、この発明において、浸炭処理後球状化焼鈍を実施するのは、C濃度の高い高硬度のセメントイトを球状化し、マルテンサイト中に分布させることにより、①マルテンサイト母相中のC量が低くなり、母相の塑性がさらに増大するとともに、②マルテンサイト浸炭層の耐摩耗性が増大することを知見したことによる。

上記①②を実現するためには、浸炭焼入れ後球状化焼鈍を実施し、母相および浸炭層ともに多量の球状化セメントイトを形成させる必要がある。その理由は、球状化セメントイトを多量に形成しておかないと、引続いて行なわれる再加熱焼入れ

の静的強度を付与するのに必要な成分である。

しかし、Siは酸素との結合力が強いために浸炭処理を施す鋼鉄鋼においては、浸炭処理時に粒界にSiの氧化物が生成し、粒界脆化を生じ脆元疲労、曲面疲労強度を低下させる。特に、0.05 wt%を超えるとSiの氧化物の生成が著しく、この発明の目的とする疲労強度の向上を実現するためには、Siを0.05 wt%以下に制限することが不可欠の要件である。

NbはSiと同様、鋼の脱酸と焼入れ性の付与に必要な成分であるが、酸素との結合力が強いために浸炭処理時に粒界にNb氧化物を生成し、粒界を脆化させ疲労強度を低下させる。特に、0.35 wt%を超えるとNb氧化物の生成が著しいため、疲労特性向上のためには0.35 wt%以下に制限する必要がある。

Crは鋼に焼入れ性を付与するのに有効な成分であり、また浸炭性を向上させるために一般に鋼鉄鋼には添加されることが多い。しかし、SiやNbと同様に酸素との結合力が強いため、

浸炭処理時に酸界に $\alpha$ 酸化物を生成し、酸界を酸化させ疲労特性を低下させる。特に、

0.10wt %を超えると $\alpha$ 酸化物の生成が著しくなるため、疲労特性向上のためには0.10wt %以下に制限する必要がある。

Nbは鋼に所定の焼入れ性を付与し、静的強度と靱性の向上に有効な成分であるが、前記のSi, Mn, Cr量の限定のもとで従来鋼と同等あるいはそれ以上の焼入れ性を付与するためには少なくとも0.35wt %以上必要である。しかし、2.00wt %を超えて添加してもその効果は飽和し、経済性を損う結果となるので、上限を2.00wt %とした。

Nbは前記した通り、浸炭異常層、特に表面の不完全焼入れ層の防止に極めて有効な成分であり、前記Si, Mn, Cr量の限定に加えてこのNbの添加によって浸炭異常層の発生を完全に抑制することができる。かかる効果を十分に発揮させるためには、少なくとも0.010wt %以上必要であり、他方0.100wt %を超えて添加する

果を有し、その効果を発揮させるためには少なくとも0.010wt %以上の添加が必要であり、他方0.100wt %を超えて添加すると鋼の清浄度が劣化し切削性が衰われる上、過剰なMnの添加はかえって鋼の結晶粒を粗大化させ靱性を劣化させるため、0.100wt %を上限とする。

Vは鋼中で炭酸化物を析出させ鋼の高強度を増加させるのに有効な成分であり、高出力エンジン用の汎用鋼として使用中の機車の温度上昇を想定した時、昇温時の静的強度を向上させる効果を有し、その効果を発揮させるためには少なくとも0.01wt %以上必要であり、他方0.30wt %を超えると熱間加工性を低下させるため、添加量としては0.01 ~ 0.30wt %が好ましい。

TiはMnと同様鋼の結晶粒を微細化し、靱性を向上させるのに有効な成分であり、その効果を発揮させるためには少なくとも0.010wt %以上必要である。しかし、0.1wt %を超えると鋼の清浄度が劣化し切削性を損うのみならず、

と、部品の機械加工時の切削性を損うのみならず、鋼の結晶性を粗大化させ靱性を劣化させるので、0.100wt %を上限とした。

この発明鋼は上記C, Si, Mn, Cr, Nbを主体とするものであるが、さらに必要に応じてN, Cu, Al, V, Ti, Bを添加することとしたのは、下記理由による。

Nは鋼に所定の焼入れ性を付与し、静的強度および靱性の向上に有効な成分である。しかし、3.50wt %を超えて添加してもその効果は飽和し、経済性を損う結果となるので、添加量としては3.50wt %以下が好ましい。

Cuは鋼に所定の焼入れ性を付与し、静的強度を向上させるのに有効な成分であり、その効果を発揮させるために適宜必要に応じて添加すればよいが、1wt %を超えて添加すると鋼の熱間加工性が低下するとともに静的強度も劣化させるため、添加量としては1wt %を上限とする。

Alは鋼の結晶粒を微細化し、靱性を向上させる効

過剰な添加はかえって鋼の結晶粒を粗大化させ靱性を劣化させるので、添加量としては0.010 ~ 0.1wt %が好ましい。

Bは鋼の焼入れ性を向上させ、静的強度を向上させるのに有効な成分であり、その効果を発揮させるためには少なくとも0.0003wt %以上の添加が必要であり、他方0.0050wt %を超えるとかえって鋼の結晶粒を粗大化させ靱性を劣化させるので、添加量としては0.0003 ~ 0.0050wt %が好ましい。

次に、球状化処理条件の限定理由について説明する。

球状化処理を行なうに際しては、母相、浸炭層すべてにわたって確実に球状化処理する必要があるが、球状化焼鈍時の保持温度が $A_{c1}$ 変態点より低いとセメントナイト球状化が遅くなり、所望の球状化セメントナイトが形成されず、他方 $A_{c1} + (A_{c2} - A_{c1}) \times 0.6$ の温度を超えると、母相におけるセメントナイト球状化が困難となるため、球状化焼鈍時の保持温度としては $A_{c1}$ と $A_{c2}$

+ (Ac<sub>3</sub> - Ac<sub>1</sub>) × 0.6との間の温度域とした。

また、この温度域での保持時間が4時間を超えると、浸炭部に形成された球状化セメンタイトが粗大化し、他方保持時間が1時間未満の場合と、冷却速度が30℃/時間を超える場合には球状化セメンタイトが形成されにくいから、保持時間を1～4時間、冷却速度を30℃/時間以下と限定した。

なお、これらの球状化焼鈍を浸炭雰囲気で行なうこととしたのは、浸炭表面部の脱炭を防止するためである。

また、球状化焼鈍後の焼入れ条件として、保持温度をAc<sub>3</sub>と(Ac<sub>3</sub> + 30℃)との間の温度域に短時間保持することとしたのは、以下の理由による。

浸炭焼入れにより肌焼鋼表面部を高Cにし、球状化焼鈍によりセメンタイトを球状化した後の組織は、球状化セメンタイトを含む焼なまし組織となっている。そこで、この組織をすべてマルテンサイトとするために焼入れを行なう。

5時間加熱後空冷して焼準し、第3図に示す歯車試験片(形状: 平歯車、モジュール 2.0、歯数33、ピッチ直径66mm、l<sub>1</sub>: 70mm、l<sub>2</sub>: 62mm、l<sub>3</sub>: 45mm、l<sub>4</sub>: 30mm、W<sub>1</sub>: 6mm、W<sub>2</sub>: 20mm)に加工後、第1図に示すこの発明のヒートパターンと第2図に示す従来のヒートパターンにて浸炭処理を行ない、しかる後170℃にて1時間焼戻し処理し、さらにショットピーニング(0.6mmφ、47m/s、15分)処理後、動力循環式歯車疲労試験機にて歯車疲労特性(歯面疲労、歯元疲労)を調べた結果を第1表に示す。

なお、歯面疲労については、10<sup>7</sup>回において破壊を生じなかった歯車の歯面の損傷程度を目視観察して評価した。また、歯元疲労強度は10<sup>7</sup>回において破壊を生じなかった強度(疲労限界)にて評価した。合せて、浸炭部の結晶粒度および浸炭異常層深さを測定した。

一方、シャルビー衝撃試験については、30mm径の鍛伸材を925℃に1時間加熱後空冷して焼準した後25mm径に旋削し、JIS3号(2mmUノッチ)

この焼入れは急冷速度を上げるため水焼入れが適するが、焼入れの際保持温度がAc<sub>3</sub>変態点より低いと、母相中にフェライトが残留してしまう。また、保持温度がAc<sub>3</sub>変態点より30℃以上高い時、あるいは保持時間が長時間になる時には、球状化セメンタイトが組織中に固溶してしまい、球状化セメンタイトを含むマルテンサイト組織が得られない。

したがって、この発明では焼入れ条件として、Ac<sub>3</sub>変態点と(Ac<sub>3</sub> + 30℃)との間の温度域に短時間保持した後、焼入れすることとしたのである。なお、保持時間を特に限定しなかったのは、保持温度と肌焼鋼の大きさに依存するからである。

### 実施例

第1表に示す成分を有する鋼を真空溶融炉にて溶製した後、鋼塊を1250℃に1時間加熱し、100mm径および30mm径に鍛伸したものを供試材として用い、各種特性を調べた結果を第1表に併せて示す。

本実施例では、100mm径の鍛伸材を925℃に

シャルビー試験片に加工し、第1図および第2図に示すヒートパターンにて浸炭処理を施し、170℃にて1時間焼戻しを行なった後、さらにショットピーニング処理を施してシャルビー衝撃試験を実施した。

また、静的曲げ試験については、30mm径鍛伸材を925℃に1時間加熱後空冷して焼準し、第4図に示す静的曲げ試験片(l: 55mm、t<sub>1</sub>: 10mm、t<sub>2</sub>: 8mm)に加工後、第1図および第2図に示すヒートパターンにて浸炭処理を施し、170℃にて1時間焼戻しを行なった後、ショットピーニング処理を施し10<sup>-2</sup>/sの送り速度で静的曲げ強度を調べた。なお、静的曲げ強度は亀裂発生荷重にて評価した。

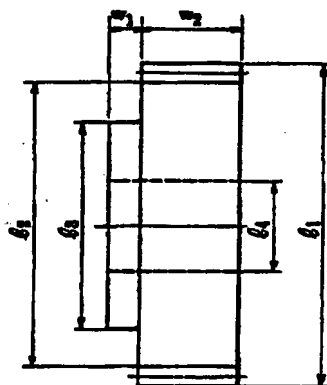
第1表から、本発明鋼では歯面疲労が全く存在せず、浸炭部の耐磨耗性が優れていることがわかる。また、静的曲げ強度、シャルビー衝撃値が従来鋼に比べて大きく、靱性が良好であることがわかる。疲労強度は従来鋼の2.5～2.8倍と大きく向上した。

× : 著しい低減

**- 336 -**



第 3 図



第 4 図



(11)Publication number : 10-259470

(43)Date of publication of application : 29.09.1998

(51)Int.Cl.

C23C 8/22  
C21D 9/32  
C22C 38/00  
F16H 55/06  
// C22C 38/22  
C22C 38/28

(21)Application number : 09-085789

(71)Applicant : AICHI STEEL WORKS LTD  
TOYOTA MOTOR CORP

(22)Date of filing : 19.03.1997

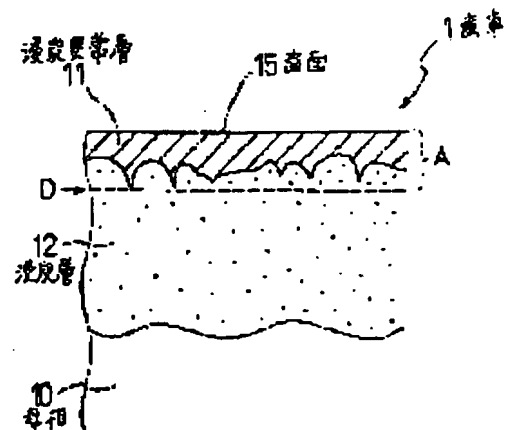
(72)Inventor : KASAMATSU CHIHIRO  
SUMITA ISAO  
MATSUDA TAKESHI  
YASUDA SHIGERU  
KONDO MASAOKI

# (54) GEAR EXCELLENT IN PITTING RESISTANCE AND ITS PRODUCTION

## (57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To produce a gear capable of producing at a low cost and excellent in pitting resistance and to provide a method for producing the same.

SOLUTION: This gear is obtd. by forming a case hardened steel into a gear shape and thereafter executing carburizing treatment. The case hardened steel has a compsn. contg. by weight, 0.10 to 0.30% C, 0.50 to 1.50% Si, 0.30 to 1.00% Mn, 0.50 to 200% Cr and  $\leq 0.50\%$  Mo and satisfying  $1.5 \leq 3 \times \text{Si}(\%) - \text{Mn}(\%) + \text{Cr}(\%) / 4 + \text{Mo}(\%)$ . The gear 1 after the carburizing treatment has a carburizing layer 12 in which the concn. of C is regulated to be  $\geq 0.65\%$ , and the amt. of retained austenite is regulated to be  $\leq 25\%$ , and moreover, a carburizing abnormal layer 11 as the external layer thereof. The maximum depth D of the carburizing abnormal layer 11 is regulated to be 5 to 40  $\mu\text{m}$ , and the area occupied by the carburizing abnormal layer 11 in the cross-section from the position of the maximum depth to the surface 15 is regulated to be  $\geq 70\%$ .



## LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

10.07.2003

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平10-259470

(43) 公開日 平成10年(1998) 9月29日

(51) Int.Cl. <sup>9</sup>	識別記号	F I
C 2 3 C 8/22		C 2 3 C 8/22
C 2 1 D 9/32		C 2 1 D 9/32
C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00
F 1 6 H 55/06		F 1 6 H 55/06
// C 2 2 C 38/22		C 2 2 C 38/22

審査請求 未請求 請求項の数6 F D (全 11 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号	特願平9-85789	(71) 出願人	000116655 愛知製鋼株式会社 愛知県東海市荒尾町ワノ割1番地
(22) 出願日	平成9年(1997) 3月19日	(71) 出願人	000003207 トヨタ自動車株式会社 愛知県豊田市トヨタ町1番地
		(72) 発明者	笠松 千尋 愛知県東海市荒尾町ワノ割1番地 愛知製鋼株式会社内
		(72) 発明者	住田 庸 愛知県東海市荒尾町ワノ割1番地 愛知製鋼株式会社内
		(74) 代理人	弁理士 高橋 祥泰

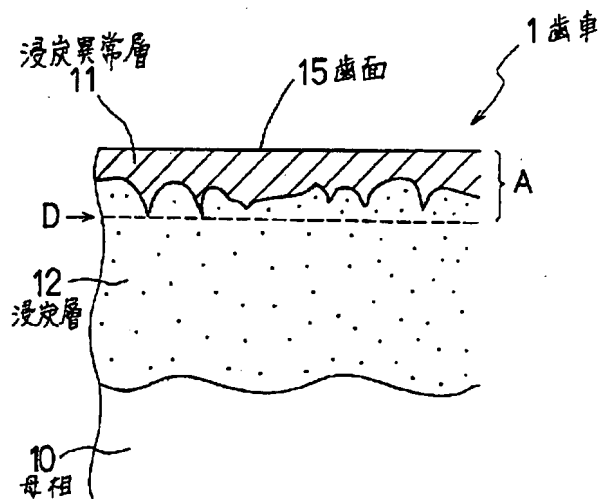
最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 耐ピッチング性に優れた歯車及びその製造方法

(57) 【要約】

【課題】 低コストで製造することができ、かつ、耐ピッチング性に優れた歯車及びその製造方法を提供すること。

【解決手段】 肌焼鋼を歯車形状に成形後、浸炭処理して得られる歯車。肌焼鋼は、C:0.10~0.30%, Si:0.50~1.50%, Mn:0.30~1.00%, Cr:0.50~2.00%, Mo:0.50%以下を含有し、 $1.5 \leq 3 \times \text{Si}(\%) - \text{Mn}(\%) + \text{Cr}(\%) / 4 + \text{Mo}(\%)$  を満足する。浸炭処理後の歯車は、C濃度が0.65%以上、残留オーステナイト量が25%以下の浸炭層12を有していると共に、その外層には浸炭異常層11を有している。浸炭異常層11の最大深さDは5~40 $\mu\text{m}$ であって、最大深さ位置から表面までの断面における浸炭異常層11の占める面積は70%以上である。



## 【特許請求の範囲】

【請求項1】 肌焼鋼を歯車形状に成形後、浸炭処理して得られる歯車において、上記肌焼鋼は、重量比にて、  
C:0.10~0.30%, Si:0.50~1.50%, Mn:0.30~1.00%, Cr:0.50~2.00%, Mo:0.50%以下を含有し、かつ、  
 $1.5 \leq 3 \times \text{Si}(\%) - \text{Mn}(\%) + \text{Cr}(\%) / 4 + \text{Mo}(\%)$

を満足し、残部がFeおよび不可避の不純物からなる組成よりなり、かつ、浸炭処理後の歯車は、C濃度が0.65%以上で、かつ、残留オーステナイト量が25%以下の浸炭層を有していると共に、該浸炭層の外層には不完全焼入れ組織よりなる浸炭異常層を有しており、かつ、該浸炭異常層の最大深さは5~40μmであって、かつ、該最大深さ位置から表面までの断面における上記浸炭異常層の占める面積は70%以上であることを特徴とする耐ビッチング性に優れた歯車。

【請求項2】 請求項1において、上記肌焼鋼は、上記組成に加え、さらに、Al:0.020~0.060%, N:0.0080~0.0200%を含有していることを特徴とする耐ビッチング性に優れた歯車。

【請求項3】 請求項1又は2において、上記肌焼鋼は、上記組成に加え、さらに、Ti:0.20%以下、Nb:0.20%以下、V:0.30%以下のうちから、1種または2種以上を含有していることを特徴とする耐ビッチング性に優れた歯車。

【請求項4】 重量比にて、C:0.10~0.30%, Si:0.50~1.50%, Mn:0.30~1.00%, Cr:0.50~2.00%, Mo:0.50%以下を含有し、かつ、  
 $1.5 \leq 3 \times \text{Si}(\%) - \text{Mn}(\%) + \text{Cr}(\%) / 4 + \text{Mo}(\%)$

を満足し、残部がFeおよび不可避の不純物からなる組成の肌焼鋼を用い、該肌焼鋼を歯車形状に成形し、次いで、浸炭処理を行って、C濃度が0.65%以上で、かつ、残留オーステナイト量が25%以下の浸炭層を形成すると共に、該浸炭層の外層には不完全焼入れ組織よりなる浸炭異常層を形成し、かつ、該浸炭異常層の最大深さは5~40μmとすると共に、該最大深さ位置から表面までの断面における上記浸炭異常層の占める面積は70%以上とすることを特徴とする耐ビッチング性に優れた歯車の製造方法。

【請求項5】 請求項4において、上記肌焼鋼は、上記組成に加え、さらに、Al:0.020~0.060%, N:0.0080~0.0200%を含有していることを特徴とする耐ビッチング性に優れた歯車の製造方法。

【請求項6】 請求項4又は5において、上記肌焼鋼は、上記組成に加えさらに、Ti:0.20%以下、Nb:0.20%以下、V:0.30%以下のうちから、

1種または2種以上を含有していることを特徴とする耐ビッチング性に優れた歯車の製造方法。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【技術分野】本発明は、自動車、建設車両および建設機器などにおいて広く利用される歯車、特に耐ビッチング性に優れた歯車、及びその製造方法に関する。

## 【0002】

【従来技術】自動車、建設車両および建設機器を取り巻く環境は、省エネルギー化や一層の性能向上が社会的に要請されており、益々、車体の軽量化やエンジン出力の増大への取り組みが進められている。このため、自動車や建設車両・機器に使用される歯車、特に、駆動系伝達部に使用されている歯車の使用環境は、一層過酷になっており、優れた歯元疲労強度や耐ビッチング性を備えた歯車が要求されている。

【0003】従来の歯車は、これを作製する歯車用鋼として、クロム鋼であるJIS-SCr420鋼、あるいは、クロムモリブデン鋼であるJIS-SCM420鋼などの肌焼鋼を用いていた。そして、これらの肌焼鋼を歯車形状に成形した後、浸炭・焼入れ・焼戻し（以下、浸炭処理という）を施して、いわゆる浸炭歯車となっていた。

## 【0004】

【解決しようとする課題】しかしながら、上記従来の歯車においては、次の問題がある。即ち、近年、自動車や建設車両・建設機器に要求されている車体の軽量化やエンジンの高出力要求が益々強くなっている。そのため、従来鋼を従来の基準で浸炭処理しただけの浸炭歯車で、これらの要求を満たすことができない状態になりつつある。

【0005】これに対し、強度を向上させた浸炭歯車用鋼については、多数の提案がなされており、また、ショットピーニング処理など製造方法に関する提案も多数なされている。そして、これらの提案によって、特に、歯元強度に関しては飛躍的な向上を示してきた。

【0006】しかし、歯元強度の向上に対して、歯面強度の向上はそれほど大きくない。このため、歯車の破損モードは、歯元疲労から歯面疲労すなわちビッチング破壊へと変遷した。特に、高面圧および高速回転で使用される歯車は、その環境に対応しきれず、耐ビッチング性が不足するという問題を生じている。

【0007】このような耐ビッチング性不足に対しては、鋼中酸素量を低減したり、微量元素を添加することによる介在物の形態制御や、浸炭異常層生成元素を低減することによる浸炭異常層の生成を抑制する手法、あるいは焼戻し軟化抵抗性を付与させた歯車用浸炭用鋼が、種々提案されている。

【0008】例えば、特開平1-52467号公報には、非金属介在物の形状を規定する試みが示されている。

る。しかし、このような提案は、製鋼工程において高度な処理を必要とするため、製造コストを上昇させ、最終的には鋼材のコストを上げることになり、コスト低減を主張するユーザのニーズには合わなくなっている。

【0009】また、特開平2-85343号公報には、Si添加量を低減することにより浸炭異常層の発生を抑制し、歯面強度（耐ピッチング性）を向上させる提案が示されている。これに類似した提案は、他にも多数見られる。しかしながら、本開発者らが行った詳細な調査・研究によると、浸炭異常層を抑制する方法では、優れた耐ピッチング性が得られないばかりか、個々の歯車におけるピッチング寿命のばらつきがかえって助長されることがわかった。

【0010】本発明は、かかる従来の問題に鑑みてなされたもので、低コストで製造することができ、かつ、耐ピッチング性に優れた歯車及びその製造方法を提供しようとするものである。

【0011】

【課題の解決手段】請求項1の発明は、肌焼鋼を歯車形状に成形後、浸炭処理して得られる歯車において、上記肌焼鋼は、重量比にて、C：0.10～0.30%、Si：0.50～1.50%、Mn：0.30～1.00%、Cr：0.50～2.00%、Mo：0.50%以下を含有し、かつ、  

$$1.5 \leq 3 \times \text{Si}(\%) - \text{Mn}(\%) + \text{Cr}(\%) / 4 + \text{Mo}(\%)$$

を満足し、残部がFeおよび不可避的不純物からなる組成よりなり、かつ、浸炭処理後の歯車は、C濃度が0.65%以上で、かつ、残留オーステナイト量が25%以下の浸炭層を有していると共に、該浸炭層の外層には不完全焼入れ組織よりなる浸炭異常層を有しており、かつ、該浸炭異常層の最大深さは5～40μmであって、かつ、該最大深さ位置から表面までの断面における上記浸炭異常層の占める面積は70%以上であることを特徴とする耐ピッチング性に優れた歯車にある。

【0012】本発明において注目すべきことは、上記特定の組成の肌焼鋼を用い、かつ、浸炭層のC濃度及び残留オーステナイト量が上記特定の範囲にあり、さらに浸炭異常層の最大深さ及びその占める面積が上記特定の範囲にあることである。そして、最も重要な点は、上記不完全焼入れ組織よりなる浸炭異常層を上記特定深さだけ、積極的に設けたことである。

【0013】上記浸炭異常層とは、上記のごとく不完全焼入れ組織よりなる層である。不完全焼入れ組織とは、一連の浸炭処理における焼入れ時に発生したトルースタイトあるいはベイナイトよりなる組織である。この浸炭異常層は、処理品の断面を鏡面仕上げした後、ナイトール等の腐食液で腐食すると、黒く腐食されることで、その形態を容易に観察することが可能である。また、この浸炭異常層は、次のように生成する。

【0014】即ち、例えばガス浸炭処理の場合、浸炭雰囲気中にはある程度の酸素が含まれている。この酸素が鋼の表面から進入すると、結晶粒界近傍の素地に含まれている（固溶している）Si、Cr、Mn、Ni、Moなどのうち、SiおよびCr、Mnは、結晶粒界を拡散してきた酸素と結びつき酸化物を形成する。このため、酸化物が形成された付近では焼入れ性が低下する。それ故、焼入れ時にマルテンサイトが生成されず、トルースタイトあるいはベイナイトが生成する。このトルースタイトあるいはベイナイトよりなる不完全焼入れ組織の層が浸炭異常層である。

【0015】この浸炭異常層は歯車の最表面に設けられるが、その最大深さは上記のごとく5～40μmとし、さらに該最大深さ位置から表面までの断面における上記浸炭異常層の占める面積（以下、占有面積率という）が70%以上とする。この浸炭異常層は、図1に示すごとく、通常、深さにばらつきをもって形成される。そのため、本発明においては、浸炭異常層の厚みを最大深さによって定義すると共に、深さの凹凸の度合いを上記浸炭異常層の占有面積率によって定義した。

【0016】上記浸炭異常層の最大深さが5μm未満の場合には、後述する初期なじみ性の効果が十分に発揮されないという問題がある。一方、40μmを超える場合には、浸炭異常層の摩耗による摩耗量が大きすぎて歯車の歯当たりが悪化し、運転中のノイズが大きくなったり、かえって歯面に作用する応力分布が悪くなるという問題がある。

【0017】また、上記の最大深さ位置から表面までの間における浸炭異常層の占める面積が70%未満の場合には、浸炭異常層の深さのばらつきが非常に大きくなる。そのため、後述する浸炭異常層の摩耗後においても、軟質の不完全焼入れ組織が浸炭層表面にくさび状に多数残存することとなる。それ故、これを起点とする亀裂が発生しやすいという問題がある。

【0018】一方、浸炭異常層の上記占有面積率の上限は、理想的には100%であることが好ましい。即ち、上記浸炭異常層は、その占有面積率が高ければ高いほど深さの凹凸が少なくなり、均一な層となる。そのため、浸炭異常層の摩耗後においては、歯車表面に高硬度の浸炭層が露出し、その後の耐ピッチング性を向上させることができる。

【0019】次に、上記浸炭異常層の下層に位置する浸炭層は、上記のごとく、C（炭素）濃度が0.65%以上で、かつ、残留オーステナイト量が25%以下とする。C濃度が0.65%未満の場合には、浸炭焼入れによって得られるマルテンサイト組織の硬度があまり高くないという問題がある。ただし、C濃度の上限は、粒界にセメンタイトが生成し、疲労強度や耐ピッチング性を低下させるおそれがあるため、1.2%とすることが好ましい。また、浸炭層における残留オーステナイト

量が25%を超える場合には、浸炭層の硬度を十分に高めることができないという問題がある。

【0020】次に、本発明の歯車の素材としては、上記特定の組成からなる肌焼鋼を用いる。以下に、各化学成分範囲の限定理由を説明する。

【0021】C:0.10~0.30%,

浸炭焼入処理、焼戻し処理を行った歯車部品に要求される強度を十分に満たすため、すなわち、浸炭歯車部品の内部硬さHv200~500を得るためには、0.10%以上のCを含有する必要がある。しかし、0.30%を超えて含有させると内部の靱性が劣化し、歯車の強度を低下させ、さらには被削性の低下や冷間鍛造性を悪化させるため、上限を0.30%とした。

【0022】Si:0.50~1.50%,

浸炭処理時、浸炭層のSiは、浸炭雰囲気中の酸素と反応して酸化物を形成する。このため被処理品の表層付近は焼入性が低下し、いわゆる浸炭異常層を形成する。すなわち、Siは、浸炭異常層の形成に重要な影響を及ぼす元素であり、かつ、マルテンサイト組織の焼戻し軟化抵抗性を高める元素でもある。本発明においては、所望の形態の浸炭異常層を得るため、および、焼戻し軟化抵抗性を高めるために、Siを0.50%を超えて含有させる必要がある。しかし、1.50%を超えて含有させると、上記の浸炭異常層が得られないばかりか、冷間鍛造性、被削性、靱性を低下させるため、上限を1.50%とした。

【0023】Mn:0.30~1.00%,

Mnは、焼入性向上に顕著な効果を有する元素であり、歯車の内部まで強度を確保するのに必要な硬さ(Hv200~500)を保証するためには、0.30%以上のMnを含有する必要がある。さらに、Mnも浸炭異常層を生成する元素であるため、その添加量は浸炭異常層の形態を左右する。このため、歯車に必要な浸炭異常層を得るためには、1.00%を超えてはならない。

【0024】Cr:0.50~2.00%,

Crは、焼入性を向上させる元素であり、浸炭焼入れ後、上記の内部硬さを得るためには0.30%以上含有させる必要がある。一方、2.00%を超えて含有させると、著しく冷間鍛造性や被削性を悪化させるため上限を2.00%とした。

【0025】Mo:0.50%以下、

Moは、焼入性および靱性を向上させるとともに、浸炭処理後の結晶粒を微細化する効果を有する。また、浸炭異常層を抑制する効果があり、Siが有する浸炭異常層の生成効果と併用することにより、所望の形態の浸炭異常層を得ることができる。この元素は、多量に添加すると、所望の浸炭異常層が得られないだけでなく、コストを上昇させ、更には、冷間鍛造性・被削性を悪化させる。そのため、0.50%を上限とした。なお、上記効果を発揮させるため、下限値は0.10%とすることが

好ましい。

【0026】次に、上記肌焼鋼において化学成分を規制するところの下記の関係式について説明する。化学成分を規制する関係式、 $3 \times Si(\%) - Mn(\%) + Cr(\%) / 4 + Mo(\%)$ は、マルテンサイトの焼戻し抵抗性を規制するパラメータである。即ち、歯車の歯面は、摩擦による発熱により200~500℃の環境にさらされ、表面が焼戻される。その結果、歯面の硬度の低下が大きい場合、つまり上記焼戻し抵抗性が低い場合には、ピッチング破壊の要因となる。

【0027】上記関係式において、その値が1.5以上の場合には、マルテンサイトの焼戻し抵抗性が向上し、歯車の使用中、歯面におけるマルテンサイトの硬さの低下をHv100以下に抑えることができ、歯面硬度の面から耐ピッチング性を向上させることができる。なお、上記関係式の値の上限値は、素材硬さの上昇による加工性(被削性)の悪化や合金元素の増量によるコスト上昇の理由により3.0であることが好ましい。

【0028】次に、本発明における作用につき説明する。本発明の歯車は、上記のごとく、特定のC濃度及び残留オーステナイトを有する浸炭層の外層に、さらに上記特定量の浸炭異常層を設けてある。そのため、本発明の歯車は、実使用の段階において優れた初期なじみ性を発揮し、優れた耐ピッチング性を発揮する。

【0029】即ち、浸炭歯車においては、浸炭処理後に研磨などを行わない場合は、歯面の形状がある程度の誤差(ひずみ)を含むことは避けられない。また、個々の歯車は言うまでもなく、1つの歯車の中でも歯毎に形状が微妙に違っている。この誤差(ひずみ)は、歯面に加わる接触圧力分布に大きく影響を及ぼす。その結果、従来の歯車のかみ合わせ駆動時において歯面に生じる最大の接触圧力は極度に高い値となり、負荷容量の限界値に達していることもしばしばである。これらは、歯車強度はもちろんのこと、特に面圧の影響が支配的な要因であるピッチング寿命を大きく左右する。

【0030】この点において、本発明の歯車は、上記高硬度の浸炭層の外層に上記浸炭異常層を上記特定厚みだけ有している。そのため、歯面に存在する誤差の悪影響は、装置に組み込まれた歯車のなじみ運転により、大幅に緩和することができる。即ち、浸炭異常層は、不完全焼入れ組織よりなる軟質な組織である。そのため摩耗し易い特徴を持つ。この性質が、歯車の初期なじみ性を大きく向上させる。具体的には、歯車を実際にかみ合わせ駆動させることにより、歯面に生じている不均一な応力分布を緩和すべく浸炭異常層が摩耗し、歯面の形状が自己修正される。

【0031】そして、本発明における浸炭異常層の厚みは5~40μmである。そのため、この浸炭異常層は上記の初期なじみによって十分に除去される。また、浸炭異常層が除去された歯面においては、その下層の浸炭層

が表面に露出した状態となる。この浸炭層は、上記のごとくC濃度が0.65%以上のマルテンサイト組織よりなり、しかも含有する残留オーステナイト量が25%以下であり、非常に高い硬度を有している。

【0032】そのため、初期なじみがなされた歯車においては、その歯面は、均一な接触状態が得られる形状と、均一な高硬度とを有するものとなる。それ故、本発明の歯車は、なじみ運転後において、非常に優れた耐ピッチング性を発揮する。

【0033】一方、歯車は、使用中の摩擦熱により200~500℃の環境に曝されて焼戻される。この焼戻しによって歯面の硬度、即ち浸炭層の硬度が低下した場合には、上記の優れた耐ピッチング性が損なわれる。この点において、本発明の歯車は、上記特定の成分範囲の肌焼鋼を素材として用いている。そのため、焼戻しによる軟化抵抗性に優れている。それ故、高温に曝される運転中においても歯面強度を高く維持することができ、上記の優れた耐ピッチング性を発揮することができる。

【0034】また、本発明における上記肌焼鋼は、従来の素材に比べてコスト高となるような組成変更を行っていない。また、歯車形状への成形及び浸炭処理のコストも従来と同様とすることができる。それ故、本発明においては、上記優れた耐ピッチング性の有する歯車を低コストで得ることができる。

【0035】なお、浸炭異常層自体は、例えばJIS-SCr420鋼、SCM420鋼などの従来の歯車用鋼を用いた場合においても形成することは可能ではある。しかしながら、これらの従来鋼の浸炭異常層は上記占有面積率が小さい(70%未満)。即ち、微視的に見れば、不完全焼入れ組織とマルテンサイト組織の混在する層が歯面表面に存在する状態となる。

【0036】それ故、従来鋼を用いた歯車においては、たとえ浸炭異常層を設けたとしても、良好な初期なじみ状態が得られないばかりか、残留した不完全焼入れ組織を起点としてピッチング破壊に至る場合が多い。また、同鋼のマルテンサイト組織は軟化抵抗性にも劣る。

【0037】次に、請求項2の発明のように、上記肌焼鋼は、上記組成に加え、さらに、Al:0.020~0.060%、N:0.0080~0.0200%を含有していることが好ましい。これにより、歯車の強度をさらに向上させることができる。

【0038】Al:0.020~0.060%、Alは、鋼中のNと化合し、AlNとして浸炭焼入れ後の結晶粒を微細化し、靱性を向上させる効果を有する。この効果を得るためには、0.020%以上のAlを含有させる必要がある。しかし、0.060%を超えて含有させると、鋼中において過度のAl<sub>2</sub>O<sub>3</sub>が生成され、強度が低下するため、上限を0.060%とした。

【0039】N:0.0080~0.0200%、Nは上述の通り、Alと化合し、AlNとして結晶粒を

微細化させる。このような効果を得るためには、0.080%以上のNを含有する必要がある。一方、0.0200%を超えて含有させても、前記の効果が飽和するとともに、製鋼時にNがガス化し、鋼の製造を困難にする恐れがあるため、上限を0.0200%とした。

【0040】また、請求項3の発明のように、上記肌焼鋼は、上記組成に加え、さらに、Ti:0.20%以下、Nb:0.20%以下、V:0.30%以下のうちから、1種または2種以上を含有していることが好ましい。これにより、歯車の強度をさらに高めることができる。

【0041】Ti:0.20%以下、V:0.30%以下、Nb:0.20%以下、

これらの元素は、浸炭後の結晶粒を微細化するなど、靱性を向上させるとともに、疲労強度を向上させる。しかし、多量に添加しても、これらの効果が飽和するだけでなく、粗大な析出物を形成し、強度を低下させるため、上限を、Tiは0.20%、Vは0.30%、Nbは0.20%とした。なお、上記効果を十分に発揮させるため、下限は、Tiは0.01%、Vは0.03%、Nbは0.01%とすることが好ましい。

【0042】次に、請求項4の発明のように、重量比にて、C:0.10~0.30%、Si:0.50~1.50%、Mn:0.30~1.00%、Cr:0.50~2.00%、Mo:0.50%以下を含有し、かつ、 $1.5 \leq 3 \times \text{Si}(\%) - \text{Mn}(\%) + \text{Cr}(\%) / 4 + \text{Mo}(\%)$ を満足し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる組成の肌焼鋼を用い、該肌焼鋼を歯車形状に成形し、次いで、浸炭処理を行って、C濃度が0.65%以上で、かつ、残留オーステナイト量が25%以下の浸炭層を形成すると共に、該浸炭層の外層には不完全焼入れ組織よりなる浸炭異常層を形成し、かつ、該浸炭異常層の最大深さは5~40μmとすると共に、該最大深さ位置から表面までの断面における上記浸炭異常層の占める面積は70%以上とすることを特徴とする耐ピッチング性に優れた歯車の製造方法がある。

【0043】上記浸炭処理は、浸炭・焼入れ・焼戻しを含む一連の処理を指す。また、浸炭は、従来と同様の種々の処理方法を用いることができる。そして、例えばガス浸炭を行う場合には、公知のごとく、ガスのカーボンポテンシャル、温度、処理時間等を最適値に調整することにより、容易に浸炭層のC濃度を調整することができる。

【0044】また、浸炭を行ってC濃度を調整した後は、その直後又は冷却後に焼入れを行う。焼入れは、一次焼入れと二次焼入れを組み合わせて行っても良いし、直接焼入れを行っても良い。また、上記残留オーステナイト量の調整のため、焼入れ後にサブゼロ処理を行うこともできる。また、焼入れ後の焼戻しは、通常行われるように、約130~180℃において行う。

【0045】このような一連の浸炭処理を、歯車形状に成形した上記特定の成分範囲の肌焼鋼に対して行う。これにより、上記特定の浸炭層と上記特定の浸炭異常層とを有する歯車を容易に製造することができる。なお、各数値限定の限定理由は上記と同様である。

【0046】また、請求項5の発明のように、上記肌焼鋼は、上記組成に加え、さらに、 $Al: 0.020 \sim 0.060\%$ 、 $N: 0.0080 \sim 0.0200\%$ を含有していることが好ましい。さらに、請求項6の発明のように、上記肌焼鋼は、上記組成に加えさらに、 $Ti: 0.20\%$ 以下、 $Nb: 0.20\%$ 以下、 $V: 0.30\%$ 以下のうちから、1種または2種以上を含有していることが好ましい。これらの場合にも上記と同様の効果が得られる。また、数値限定理由も上記と同様である。

【0047】

【発明の実施の形態】

#### 実施形態例1

本発明の実施形態例にかかる耐ビッチング性に優れた歯車及びその製造方法につき、図1～図3を用いて説明する。本例の歯車1は、図2に示すごとく、一般的な平歯車の例である。なお、平歯車は一例であって、はすば歯車、やまば歯車、かさ歯車、ねじ歯車、ウォームギアその他の種々の歯車に適用可能である。この歯車1を製造するに当たっては、まず、後述する表2に示したA鋼を素材の肌焼鋼として準備した。

【0048】A鋼は、表2に示すごとく、 $C, Si, Mn, Cr, Mo$ の含有量を本発明範囲内に規制すると共に $Al$ を $0.030\%$ 、 $N$ を $0.0120\%$ 加えた鋼であり、かつ、 $1.5 \leq 3 \times Si(\%) - Mn(\%) + Cr(\%) / 4 + Mo(\%)$ を満足する鋼である。

【0049】そして、A鋼を用いて歯車1を作製するに当たっては、これをまず、図2に示した形状の歯車1に切削加工により成形する。次いで、成形された歯車1を浸炭処理する。本例における浸炭処理は、ガス浸炭法を用い、具体的には図3に示すごとく行った。

【0050】即ち、まずカーボンポテンシャル( $C_p$ )を $0.8 \sim 1.2\%$ に維持すると共に温度 $950^\circ C$ にキープしたガス雰囲気中において75分間浸炭させた後、同じく温度 $950^\circ C$ で若干 $C_p$ を下げたガス雰囲気中において炭素を鋼内に拡散させる。次いで、 $C_p$ を維持したまま温度を $850^\circ C$ に下げて30分間均熱処理をした後、 $130^\circ C$ の油に焼入れた。その後、温度 $160^\circ C$ 、1時間の焼戻し処理を行った。

【0051】なお、この処理条件は、鋼種等によって変更することができる。例えば最初の浸炭及び拡散の温度を $930 \sim 980^\circ C$ 、時間を $0.5 \sim 5$ 時間、均熱の温度を $840 \sim 870^\circ C$ 、時間を $0.5 \sim 2$ 時間程度の間において変更することができる。

【0052】上記浸炭処理により得られた歯車1は、図1に示すごとく、母相10の上に浸炭層12が形成さ

れ、さらにその上に浸炭異常層11が形成された表面状態となる。本例における浸炭層12は、EPMAによる分析の結果、 $C$ 濃度が $0.70\%$ であり、X線回折法による調査の結果、残留オーステナイト量が $2\%$ となっていた。また、浸炭層12の硬度は $Hv810$ と非常に高くなった。

【0053】また、浸炭異常層11は、図1に示すごとく、その最大深さ $D$ が $12 \mu m$ であって、かつ、最大深さ位置から表面までの断面Aにおける浸炭異常層11の占める面積は $80\%$ であった。

【0054】次に、本例の歯車1の作用につき説明する。本例の歯車1は、上記のごとく、高硬度の浸炭層12の外層に、さらに上記特定量の浸炭異常層12を設けてある。そのため、図1に示すごとく、2つの歯車1をかみ合わせて駆動することにより優れた初期なじみ性が発揮される。

【0055】即ち、歯車1においては、歯面15に生じる不均一な応力分布を緩和すべく浸炭異常層11が摩耗し、歯面15の形状が自己修正される。そして、浸炭異常層11が摩耗により除去された歯面15においては、その下層の浸炭層12が表面に露出した状態となる。

【0056】それ故、本例の歯車1は、一定の初期なじみ運転後においては、歯面15の均一な接触状態が得られて応力分布が均一となると共に、接触面が高硬度の浸炭層により構成されるようになる。これにより、従来の浸炭異常層を極力少なくする対策を施した歯車に比べて接触時の応力状態を良好にすることができ、耐ビッチング性を向上させることができる。

【0057】さらに、本例の歯車1は、上記特定組成のA鋼を素材として用いている。そのため、歯車の運転時における摩擦熱による硬度低下も少ない。それ故、本例の歯車1は、長期間の使用によっても耐ビッチング性があまり劣化せず、長寿命となる。

#### 【0058】実施形態例2

本例は、実施形態例1のA鋼に代えて、表1に示した20種類の供試鋼を準備して歯車を作製し、その浸炭層の軟化抵抗性を定量的に評価した。各供試鋼を用いた歯車の作製は、基本的に実施形態例1と同様の製造方法によって行った。ただし、成分の違いによる焼入れ性の差異による影響を緩和するため、いずれの歯車も浸炭処理における焼戻し後において温度 $-40 \sim -70^\circ C$ 、1時間のサブゼロ処理を実施した。

【0059】また、軟化抵抗性の評価のため、上記のサブゼロ処理後において、さらに温度 $250^\circ C$ 、4時間の再焼戻し処理を行った。そして、再焼戻し処理前と後の浸炭層の断面硬度を測定した。測定結果を表1及び図4に示す。また、各鋼の化学成分における次の関係式、 $3 \times Si(\%) - Mn(\%) + Cr(\%) / 4 + Mo(\%)$ の値についても表1に併記する。なお図4は、横軸に関係式の値を、縦軸に硬さ( $Hv$ )をとり、再焼戻



し前(○), 再焼戻し後(●)の硬度をプロットしたものである。

【0060】表1及び図4より知られるごとく、いずれの供試鋼においても、再焼戻し前の浸炭層の硬度は、800Hv前後と非常に高い硬度を示した。これに対し、再焼戻し後においては、上記関係式の値が小さいほど硬度が低い傾向を示した。特に、同図に示すごとく、関係式の値が1.5未満の場合には、700Hvを切るような低い硬度まで大きく低下した。

【0061】この硬度低下と上記関係式の値との関係を10 明確にすべく、これを図5に示す。図5は、横軸に関係式の値を、縦軸に硬度の低下値(Hv)をとったもので\*

表1

試料No.	供試鋼の化学成分(wt%)					関係式の値	浸炭層硬度(Hv)		
	C	Si	Mn	Cr	Mo		再焼戻し前	再焼戻し後	硬さ低下
1	0.19	0.29	0.49	0.49	0.00	0.50	807	682	125
2	0.19	0.29	0.45	0.52	0.45	1.00	795	692	103
3	0.21	0.32	0.48	2.02	0.00	0.99	825	700	125
4	0.20	0.30	0.47	1.98	0.48	1.41	805	694	111
5	0.20	0.30	1.02	0.52	0.00	0.01	806	671	135
6	0.20	0.31	0.99	0.51	0.45	0.52	815	694	121
7	0.19	0.29	0.95	2.05	0.00	0.43	832	712	120
8	0.21	0.30	0.98	1.97	0.45	0.86	820	703	117
9	0.19	0.52	0.44	0.53	0.00	1.25	801	691	110
10	0.19	0.49	0.46	0.45	0.44	1.56	789	686	103
11	0.19	0.50	0.52	1.99	0.00	1.48	821	718	103
12	0.20	0.50	0.51	1.89	0.46	1.92	830	740	90
13	0.20	0.52	1.01	0.55	0.00	0.69	805	700	105
14	0.20	0.51	0.99	0.56	0.51	1.19	800	692	108
15	0.19	0.49	0.96	2.00	0.00	1.01	825	707	118
16	0.21	0.49	0.92	1.97	0.48	1.52	820	722	98
17	0.20	0.95	0.48	0.52	0.00	2.50	780	710	70
18	0.20	0.97	0.49	0.53	0.49	3.04	792	717	75
19	0.21	0.95	1.01	2.06	0.00	2.36	813	730	83
20	0.21	0.92	0.98	1.89	0.50	2.75	805	730	75

#### 【0064】実施形態例3

本例は、表2に示すごとく、実施形態例1において用いたA鋼の他に8種類(合計9種類)の供試鋼を準備し、肌焼鋼の組成、浸炭異常層の深さ等がピッチング強度等

\*ある。同図より知られるごとく、関係式の値と再焼戻しによる硬度の低下値には相関関係があることがわかる。そして、関係式の値が1.5を超える場合には、再焼戻しによる硬さ低下が100Hv以下となることもわかる。

【0062】以上の結果から、上記関係式の値を1.5以上に規制した鋼を用いた本発明の歯車は、歯車使用時の摩擦熱による軟化を抑制することができ、歯車の耐ピッチング性を長期にわたって維持することができることが明確となった。

#### 【0063】

【表1】

にどのように影響するかを定量的に評価した。まず、準備した供試鋼の化学成分の一覧を表2に示す。

#### 【0065】

【表2】

表2

鋼種 記号	供試鋼の化学成分(wt%)										関係式 の値
	C	Si	Mn	Cr	Mo	Al	N	Nb	Ti	V	
A	0.20	0.78	0.50	1.00	0.28	0.030	0.0120	—	—	—	2.37
B	0.19	0.75	0.48	1.10	0.25	0.032	0.0116	0.03	—	—	2.30
C	0.19	0.78	0.50	1.05	0.28	0.034	0.0150	—	0.05	—	2.38
D	0.20	0.77	0.52	1.12	0.25	0.032	0.0112	—	—	0.05	2.32
E	0.20	0.65	0.81	1.00	0.05	0.034	0.0140	—	—	—	1.44
F	0.20	0.50	0.40	0.85	0.35	0.032	0.0113	—	—	—	1.66
G	0.21	0.30	0.78	1.02	0.18	0.028	0.0095	—	—	—	0.56
H	0.19	0.65	0.80	1.30	0.20	0.029	0.0121	—	—	—	1.68
I	0.19	1.00	0.65	1.05	0.30	0.032	0.0110	—	—	—	2.91

備考) G鋼: JIS-SCM420鋼

【0066】次に、各供試鋼は、溶解、鍛伸鍛造、焼ならしを行った後に、後述する各試験用の試験片に加工し、浸炭処理を行った。浸炭処理は、後述の表3に示すごとく、浸炭層のC濃度を0.65%以上に保ちつつ、浸炭異常層の最大深さ及び占有面積率を変化させるように行った。具体的には、通常ガス浸炭を行ったものについては、実施形態例1の浸炭方法(図3)を基本とし、温度、時間、C、Pの各条件を微調整することにより行った。また、浸炭異常層を全く生成させないものについては、真空ガス浸炭処理により行った。

【0067】次に、歯車における歯面強度の評価するための代替試験として、図6、図7に示すごとく、ローラピッチング試験を行った。ローラピッチング試験は、図6、図7に示すごとく、中央部分に試験部分411を有する小ローラ41と、円盤状の大ローラ42とを用いて行う。これら小ローラ41及び大ローラ42は、同一鋼種を用いて同じ製造工程及び浸炭処理を施して作製する。

【0068】小ローラ41は、図7(a)に示すごとく、全長Lが130mmの中央部分に、幅Wが28mm、外径D<sub>1</sub>が26mmの試験部分411を設けてなる。また、大ローラ42は、図7(b)に示すごとく、厚みTが18mm、外径D<sub>2</sub>が130mmの円盤であって、その端部421は図7(c)に示すごとく、クラウニング半径300mmの曲面にしてある。

【0069】そして、図6に示すごとく、軸429にセットした大ローラ42の端部421と小ローラ41の試験部分411とを当接させた状態で、それぞれの周速に差をつけて回転させる。具体的には、小ローラ41の回転数を2000rpmとし、すべり率(周速差)を-40%とした。また、潤滑は油温120℃のATF(オートマチックトランスミッションフルード)により行った。

【0070】そして、小ローラ41と大ローラ42との間に一定の面圧をかけた状態で回転させてピッチング発生までの小ローラ41の総回転数を求める。これを面圧を代えて繰り返し行う。なお、ローラピッチング試験機

としては、コマツエンジニアリング(株)製のものを用いた。

【0071】そして、本例においては、小ローラ41を10'回以上回転させてもピッチングが発生しない面圧(10'回耐久面圧)をピッチング強度(MPa)として評価に用いた。試験結果を表3に示す。

【0072】表3より知られるごとく、浸炭異常層の最大深さが0のもの及び40μmを超えるもの(試料No. 1, 6, 12)については、すべてピッチング強度が1800MPa以下と低い値になった。また、浸炭異常層の最大深さが5~40μmの範囲内のものであっても、浸炭異常層の占有面積率が70%未満の場合(試料No. 3, 14)には、同じく1800MPa以下という低い値となった。逆に、浸炭異常層の占有面積率が70%以上の場合でも、上記のごとく浸炭異常層の最大深さが40μmを超える場合(試料No. 6)には、同じく1800MPa以下という低い値となった。

【0073】また、浸炭異常層の最大深さ及び占有面積率が良好であっても、鋼の成分範囲が本発明範囲外の場合(試料No. 13)、及び浸炭異常層の最大深さ及び占有面積率が良好であり、かつ、鋼の成分範囲が本発明範囲内にあっても、上述した関係式の値が1.5未満の場合(試料No. 10)については、ピッチング強度が低い結果となった。

【0074】次に、歯車の歯元強度を推定するための代替試験として、小野式回転曲げ疲労試験を行った。小野式回転曲げ疲労試験は、図8に示すとき形状の試験片5を用い、JIS-Z2274の「金属材料の回転曲げ疲れ試験方法」に準じて行った。なお、回転数は3600rpmとした。そして、本例においては、10'回以上回転させても破断しない曲げ応力(10'回耐久応力)を評価に用いた。

【0075】試験結果を表3に示す。表3により知られるごとく、試料No. 6以外のものは52Kg/mm<sup>2</sup>以上となり良好な結果が得られた。これに対し、試料No. 6は、小野式回転曲げ強度が最も低い値となった。これは、浸炭異常層の最大深さが深すぎたためであ

ると考えられる。

【0076】

\*【表3】

\*

表3

試料 No.	鋼種 記号 (表2)	成分 範囲	関係 式	浸炭層		浸炭異常層		評価結果		種別	浸炭 方法
				C濃度 %	残留γ 量 %	最大深 さ μm	占有面積 率 %	ピッチング 強度 MPa	小野式回転曲げ 強度 Kgf/mm <sup>2</sup>		
1	A	○	○	0.75	20	0	0	1800	54	比較例	真空
2		○	○	0.79	20	8	80	2700	53	本発明	ガス
3		○	○	0.72	18	28	65	1750	54	比較例	ガス
4		○	○	0.70	22	12	80	2650	54	本発明	ガス
5		○	○	0.82	24	35	85	2700	52	本発明	ガス
6		○	○	0.80	18	45	90	1800	46	比較例	ガス
7	B	○	○	0.74	18	20	85	2800	53	本発明	ガス
8	C	○	○	0.78	20	18	85	2750	54	本発明	ガス
9	D	○	○	0.75	20	15	80	2850	54	本発明	ガス
10	E	○	×	0.82	20	18	80	1800	52	比較例	ガス
11	F	○	○	0.79	23	22	80	2600	54	本発明	ガス
12	G	×	×	0.80	24	0	0	1600	68	比較例	真空
13		×	×	0.78	20	10	80	1550	53	比較例	ガス
14		×	×	0.82	22	21	65	1500未満	52	比較例	ガス
15	H	○	○	0.72	18	16	85	2700	56	本発明	ガス
16	I	○	○	0.75	20	16	80	2650	52	本発明	ガス

【0077】以上の試験結果から、鋼の成分範囲、関係式の具備、浸炭異常層の適度な形成によって、ピッチング強度を確実に向上させることができることがわかる。また、ピッチング強度を向上できる範囲においては、小野式回転曲げ強度も良好であり、歯車における歯元強度も良好に維持することができることがわかる。

【0078】

【発明の効果】上述のごとく、本発明によれば、低コストで製造することができ、かつ、耐ピッチング性に優れた歯車及びその製造方法を提供することができる。

【図面の簡単な説明】

【図1】実施形態例1における、浸炭異常層の形成状態を示す説明図。

【図2】実施形態例1の歯車を示す説明図。

【図3】実施形態例1における、浸炭処理条件を示す説明図。

※【図4】実施形態例2における、再焼戻し前後における浸炭層の硬度を示す説明図。

【図5】実施形態例2における、再焼戻しによる硬度低下状態を示す説明図。

【図6】実施形態例3における、ローラピッチング試験方法を示す説明図。

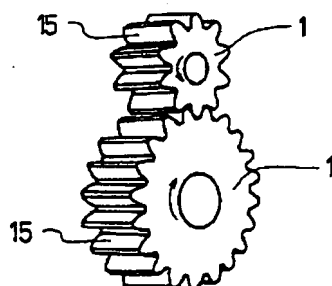
【図7】実施形態例3における、(a)小ローラ、(b)大ローラ、(c)大ローラ端部の形状を示す説明図。

【図8】実施形態例3における、小野式回転曲げ疲労試験の試験片形状を示す説明図。

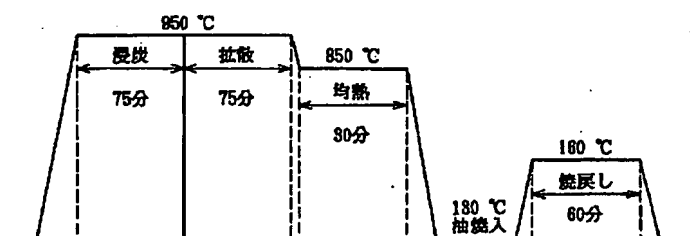
【符号の説明】

- 1... 歯車,
- 10... 母相,
- 11... 浸炭異常層,
- 12... 浸炭層,

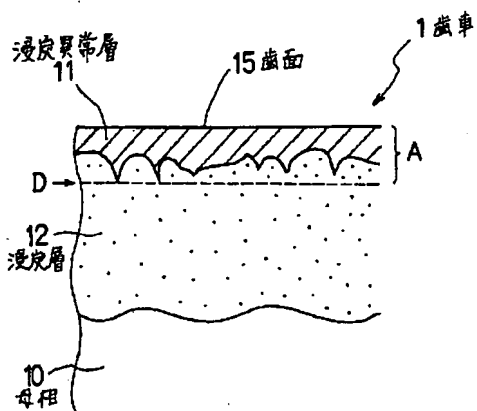
【図2】



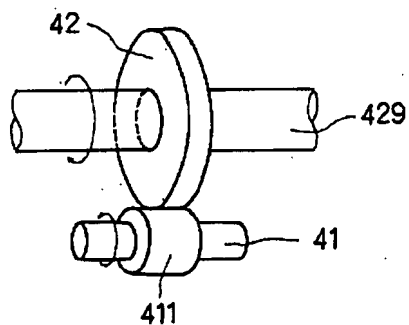
【図3】



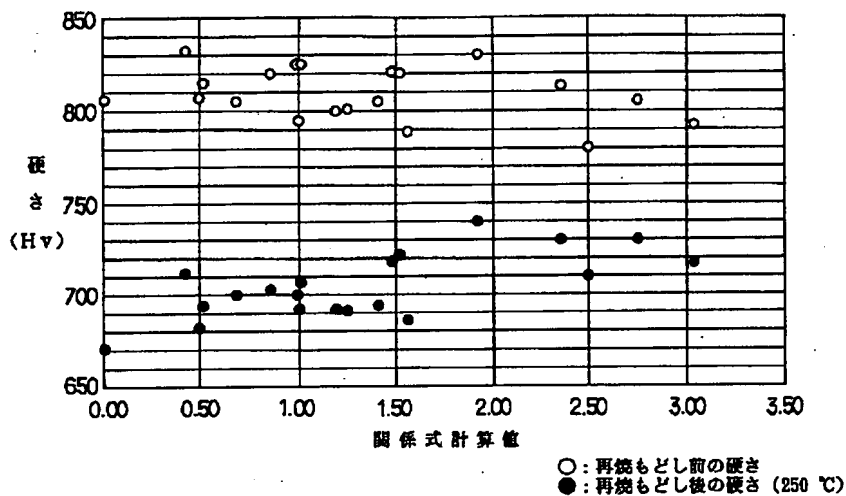
【図1】



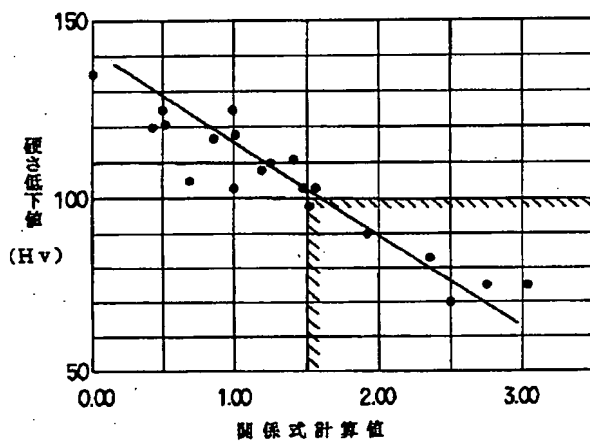
【図6】



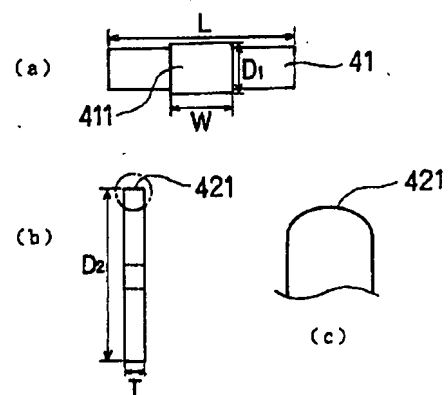
【図4】



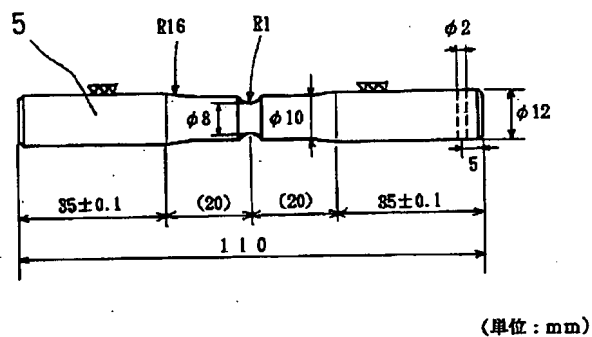
【図5】



【図7】



【図8】



フロントページの続き

(51)Int.Cl.<sup>6</sup>  
C 2 2 C 38/28

識別記号

F I  
C 2 2 C 38/28

(72)発明者 松田 剛  
愛知県東海市荒尾町ワノ割1番地 愛知製  
鋼株式会社内

(72)発明者 安田 茂  
愛知県豊田市トヨタ町1番地 トヨタ自動  
車株式会社内  
(72)発明者 近藤 正顕  
愛知県豊田市トヨタ町1番地 トヨタ自動  
車株式会社内